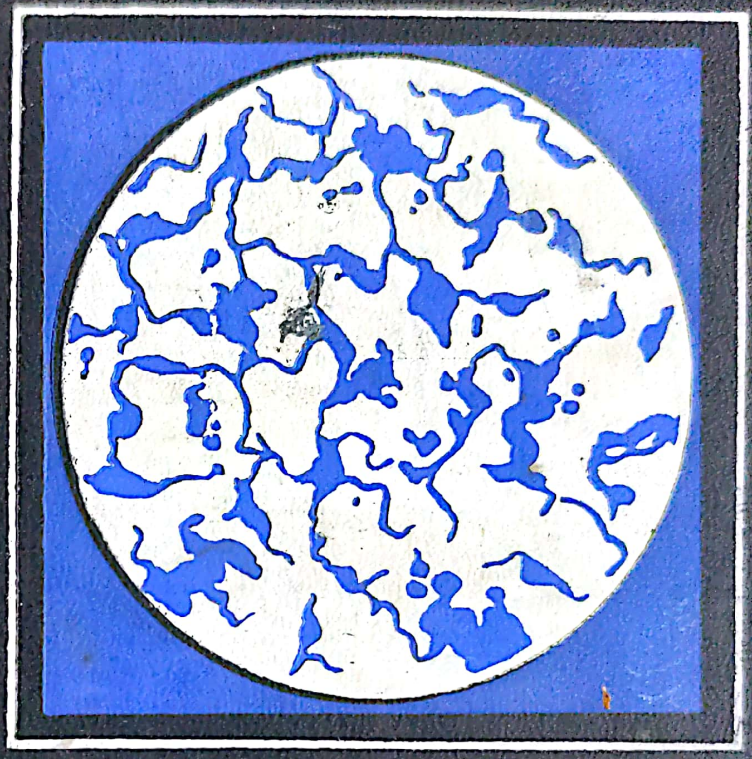
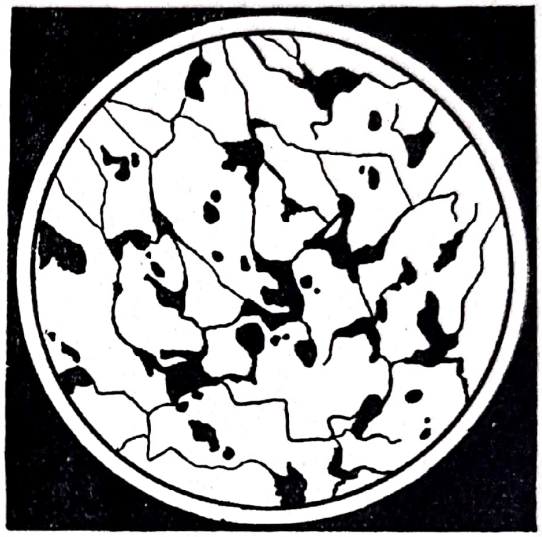
MARIN TRUȘCULESCU



Studiul metalelor

MINISTERUL EDUCAȚIEI ȘI ÎNVĂȚĂMÎNTULUI

Prof. dr. ing. MARIN TRUȘCULESCU



Studiul metalelor

EDITURA DIDACTICĂ ȘI PEDAGOGICĂ
BUCUREȘTI – 1977

Scanned with OKEN Scanner

PREFAȚĂ LA EDIȚIA A II-A

Față de ediția I a lucrării Studiul metalelor, apărută în 1971 și care s-a epuizat într-un timp scurt, ediția a II-a se prezintă înnoită, nu numai sub aspectul bibliografic, ci și al structurii, al modului în care a fost elaborată. Au fost introduse capitole noi : Noțiuni asupra rezistenței și tenacității aliajelor metalice ; Parametrii tehnologici ai tratamentului termic ; Tratamente termomecanice aplicate oțelurilor ; Durificarea structurală ; Oțeluri rezistente la coroziune și refractare ; Oțeluri pentru temperaturi înalte ; Materiale folosite pentru domeniul criogenic.

Sper ca această ediție să reprezinte baza unui viu dialog cu cititorii și un nou pas pe calea dezvoltării impetuoase a științei.

Aduc mulțumirile mele celor care m-au ajutat în orientarea noii ediții și viitorilor cititori care se vor strădui să utilizeze acest curs spre ridicarea măiestriei lor profesionale și a creșterii calității materialelor metalice.

AUTORUL

Scanned with OKEN Scanner

PREFAȚĂ LA EDIȚIA I

Folosirea judicioasă a metalului, legată de toate procesele de elaborare, prelucrări la cald și la rece, tratamente termice ulterioare, pînă la comportarea în exploatare a produsului finit, este într-un fel sau altul dependentă de transformările structurale ce au loc.

Date fiind cerințele tot mai mari de aliaje cu un spectru larg al proprietăților fizico-mecanice, cursul Studiul metalelor *se înscrie pe linia eforturilor de punere la dispoziția producătorului și consumatorului a unor informații și metode de investigații cît mai complete.*

Partea I Considerații asupra stării metalice, *după o prezentare succintă a structurii atomice și cristaline, tratează stabilitatea și condițiile transformărilor de fază, precum și principalele metode de investigație a acestora.*

Partea a II-a Aliaje metalice *cuprinde noțiuni despre solidificarea aliajelor binare, ternare, polinare inclusiv aliajele* Fe-C *și transformările în stare solidă. Se prezintă importanța utilizării diagramelor de echilibru și a diagramelor de transformare izotermă și anizotermă.*

Partea a III-a Tratamente termice *se ocupă de problema alegerii valorilor optime ale parametrilor recoacerii, călirii, revenirii etc.*

Partea a IV-a Oțeluri și fonte. Mărci uzuale, caracteristici mecanice și termice *este nemijlocit legată de preocupările inginerilor mecanici cu privire la utilizarea rațională a metalului.*

Partea a V-a Aliaje neferoase *prezintă principalele aliaje folosite curent în industria constructoare de mașini și posibilitățile de modificare a proprietăților fizico-mecanice ale acestora.*

Partea a VI-a Aspecte metalurgice și structurale ale sudării oțelurilor și aliajelor neferoase *tratează unele probleme ale transformărilor structurale în îmbinările sudate.*

Cursul se adresează cu precădere studenților de la facultățile de mecanică, putînd fi de un real folos inginerilor și tehnicienilor din diverse sectoare ale producției industriale.

AUTORUL

Scanned with OKEN Scanner

CUPRINS

Partea I:

STAREA METALICĂ. STRUCTURA CRISTALINĂ. PROPRIETĂȚI MECANICE. METODE DE INVESTIGAȚIE

Cap. 1. Structura cristalină a aliajelor metalice 12

1.1. Metale și aliaje metalice 12
1.2. Agregate atomice 13
1.2.1. Forțe de legătură 13
1.2.2. Legătura ionică sau heteropolară 14
1.2.3. Legătura covalentă 14
1.2.4. Legătura metalică 15
1.3. Rețele și sisteme cristaline 16
1.3.1. Rețea, bază, celulă elementară cristalină 16
1.3.2. Indicii Miller ai planului cristalografic 17
1.3.3. Distanța dintre planele cristalografice 18
1.3.4. Orientarea planelor cristalografice 19
1.3.5. Sisteme cristaline 19
1.4. Structura fazelor stării metalice 26
1.4.1. Soluții solide de substituție 27
1.4.2. Soluții solide de inserție sau interstițiale 29
1.4.3. Compuși intermetalici 29

Cap. 2. Noțiuni asupra rezistenței deformării plastice și tenacității aliajelor metalice 31

2.1. Cristale metalice perfecte 31
2.2. Cristale metalice reale. Limite și imperfecțiuni 32
2.2.1. Cristale reale 32
2.2.2. Imperfecțiuni în cristale 32
2.3. Proprietățile aliajelor metalice 38
2.3.1. Proprietăți insensibile defectelor de structură 39
2.3.2. Proprietăți sensibile defectelor de structură 42

Cap. 3. Unele metode de investigație a stării metalice 51

3.1. Microscopie optică și electronică 51
3.1.1. Microscopul optic 51
3.1.2. Microscopul electronic 52
3.2. Analiza cu raze penetrante 57
3.2.1. Condiția de interferență a razelor X difractate. Relația lui Bragg 57
3.2.2. Determinarea distanței între planele cristalografice 58
3.2.3. Determinarea punctului critic al transformării alotropice 60
3.2.4. Determinarea limitei de solubilitate 60
3.2 5. Determinări cantitative ale constituenților structurali 60

Scanned with OKEN Scanner

3.3. Analiza magnetică 63
3.3.1. Determinarea punctelor critice ale transformării de fază 64
3.3.2. Determinarea cantitativă a fazelor 64
3.4. Analiza termică 65
3.4.1. Analiza termică directă (simplă) 66
3.4.2. Analiza termică diferențială 66
3.5. Analiza dilatometrică 67
3.5.1. Instalații folosite 69
3.5.2. Interpretarea curbelor dilatometrice 70
3.6. Analiza termoelectrică 72

Partea a II-a:

ALIAJE METALICE. SOLIDIFICARE — DIAGRAME DE ECHILIBRU — TRANSFORMĂRI STRUCTURALE

Cap. 4. Solidificarea metalelor și aliajelor metalice-mecanism, cinetică, aplicații practice, defecte 74
4.1. Mecanismul solidificării 74
4.1.1. Germinarea și creșterea cristalelor 75
4.2. Cinetica cristalizării 79
4.3. Solidificarea topiturilor pluricomponente 80
4.4. Cristalizarea lingourilor 83
4.5. Defecte conexe solidificării 83
4.5.1. Retasura 84
4.5.2. Segregația 85
4.5.3. Porozități-sufluri 86
4.5.4. Incluziuni nemetalice 87
4.5.5. Alte defecte ale lingoului 87

Cap. 5. Aliaje binare 88
5.1. Sisteme de aliaje 88
5.2. Diagrame de echilibru ale aliajelor binare 90
5.2.1. Componente insolubile în stare lichidă 90
5.2.2. Componente parțial solubile în stare lichidă 91
5.2.3. Componente care prezintă solubilitate perfectă în stare lichidă și au diferite grade de solubilitate în stare solidă 92

Cap. 6. Aliaje ternare și polinare 106
6.1. Reprezentarea aliajelor ternare 106
6.2. Diagrame de echilibru ale aliajelor ternare 107
6.2.1. Componentele sînt complet solubile în stare solidă (diagrama T_1) 107
6.2.2. Componentele sînt complet insolubile în stare solidă (Diagrama T_2) 110
6.3. Aliaje cuaternare 111

Cap. 7. Fierul și aliajele fier-carbon 112
7.1. Însușirile fierului 112
7.2. Aliajele fier-carbon 113
7.2.1. Diagrama de echilibru fier-carbon 114
7.2.2. Solidificarea aliajelor fier-carbon 115
7.3. Calculul cantitativ al constituenților structurali dintr-un aliaj fier-carbon 124
7.3.1. Calculul analitic 124
7.3.2. Construirea diagramei constituenților structurali 125
7.4. Proprietățile mecanice ale constituenților structurali în echilibru ai oțelurilor .. 126

Scanned with OKEN Scanner

7.5. Influenţa elementelor însoţitoare asupra proprietăţilor oţelului 128
7.5.1. Influenţa fosforului şi sulfului 128
7.5.2. Influenţa oxigenului 132
7.5.3. Influenţa azotului 134
7.5.4. Influenţa hidrogenului 134
7.6. Influenţa adaosurilor de siliciu şi de mangan asupra calităţii oţelului 135
7.6.1. Influenţa siliciului 135
7.6.2. Influenţa manganului 136
7.7. Influenţa elementelor de aliere asupra însuşirilor fierului şi aliajelor fier-carbon .. 137
7.7.1. Consideraţii generale 137
7.7.2. Influenţa elementelor de aliere asupra diagramei de echilibru $Fe-Fe_3C$ 139

Cap. 8. Transformări în stare solidă a aliajelor feroase 143

8.1. Stabilitatea şi condiţiile transformării fazelor 143
8.2. Transformări principale în oţeluri 147
8.3. Transformări cu difuziune 148
8.3.1. Transformarea perlitei în austenită 148
8.3.2. Mărimea grăuntelui de austenită şi factorii care o influenţează 152
8.3.3. Transformarea austenitei în perlită 155
8.3.4. Transformarea martensitei la încălzire 158
8.4. Transformări fără difuziune sau de tip martensitic 160
8.4.1. Mecanismul transformării austenitei în martensită 160
8.4.2. Cinetica transformării austenitei în martensită 162
8.4.3. Factorii care influenţează transformarea austenitei în martensită 163
8.5. Transformarea intermediară sau de tip bainitic 165
8.5.1. Mecanismul transformării 165
8.5.2. Cinetica transformării 167
8.6. Transformarea izotermă şi anizotermă a austenitei 168
8.6.1. Diagrame la răcire izotermă a austenitei (*TTT*) 168
8.6.2. Diagrame la răcire continuă a austenitei (*CCT*) 173
8.7. Proprietăţile structurilor obţinute la încălzirea şi răcirea oţelurilor 175
8.7.1. Proprietăţile feritei 176
8.7.2. Proprietăţile austenitei 176
8.7.3. Proprietăţile martensitei 176
8.7.4. Proprietăţile amestecului de ferită-carburi 177

Partea a III-a:

TRATAMENTE TERMICE CLASICE ŞI SPECIALE. DETERMINAREA CICLURILOR DE ÎNCĂLZIRE, RĂCIRE, TIPURI DE TRATAMENTE TERMICE, TERMOMECANICE, TERMOCHIMICE; STRUCTURI ŞI PROPRIETĂŢI MECANICE

Cap. 9. Parametrii tehnologici ai tratamentului termic 180

9.1. Ciclograma tratamentului termic 180
9.2. Tipuri de tratamente termice 180
9.3. Alegerea temperaturii şi vitezei de încălzire 181
9.4. Interacţiunea metal-mediu de încălzire 184
9.4.1. Transmiterea căldurii de la agentul termic la material 184
9.4.2. Reacţii chimice ale agentului termic cu materialul 186
9.5. Durata încălzirii şi menţinerii la temperatura de încălzire 191
9.5.1. Determinarea prin calcul a duratei de încălzire 191
9.5.2. Determinarea duratei încălzirii funcţie de dimensiunile pieselor 197
9.5.3. Determinarea duratei de menţinere 199
9.6. Alegerea vitezei sau gradului de subrăcire 200

Scanned with OKEN Scanner

Cap. 10. Recoacerea oţelurilor şi fontelor 207

10.1. Recoacerea incompletă 207
10.2. Recoacerea completă 208
10.3. Recoacerea de omogenizare 208
10.4. Recoacerea de normalizare 208
10.5. Recoacerea de detensionare 209
10.6. Recoacerea pentru mărirea prelucrabilităţii prin aşchiere 209
10.7. Recoacerea de globulizare 210
10.8. Recoacerea de recristalizare 210
10.8.1. Mecanismul recristalizării 210
10.9. Proprietăţile mecanice ale oţelurilor recoapte 212
10.10. Recoacerea de maleabilizare a fontelor albe 212
10.10.1. Maleabilizarea prin grafitizare (procedeul american) 213
10.10.2. Maleabilizarea prin decarburare (procedeul european) 214
10.10.3. Proprietăţile mecanice ale fontelor maleabile 215

Cap. 11. Călirea şi revenirea oţelurilor şi fontelor 216

11.1. Călirea oţelurilor 216
11.1.1. Călirea structurală sau de punere în soluţie 216
11.1.2. Călirea clasică pornind de la soluţia solidă γ 217
11.2. Călibilitatea 218
11.2.1. Consideraţii generale 218
11.2.2. Determinarea prin calcul a călibilităţii 219
11.2.3. Determinarea experimentală a călibilităţii 224
11.3. Călirea fontelor 227
11.4. Revenirea oţelurilor şi fontelor călite 228
11.4.1. Parametrii tehnologici ai revenirii 228
11.4.2. Fragilitatea de revenire 230
11.5. Metode de călire 232
11.5.1. Metode clasice de călire 232
11.5.2. Călirea la temperaturi joase 234
11.6. Călirea superficială a oţelurilor 235
11.6.1. Călirea prin încălzire cu flacără oxigaz 235
11.6.2. Călirea prin încălzire datorită rezistenţei electrice 236
11.6.3. Călirea prin încălzire cu curenţi induşi de înaltă frecvenţă 237
11.7. Unele defecte ce apar la călire-revenire 241

Cap. 12. Tratamente termomecanice aplicate oţelurilor 244

12.1. Consideraţii generale 244
12.2. Tratamentul termomecanic *TMDA* (Ausforming) 245
12.3. Tratamentul termomecanic *TMDM* (Marstraining) 246

Cap. 13. Tratamente termochimice 248

13.1. Tipuri de tratamente termochimice 248
13.2. Procese ce au loc în timpul tratamentelor termochimice 249
13.3. Structura straturilor superficiale ale pieselor tratate termochimic 253
13.4. Cementarea oţelurilor 254
13.4.1. Cementarea în mediu solid 254
13.4.2. Cementarea în medii lichide 255
13.4.3. Cementarea în mediu gazos 255
13.4.4. Tratamente termice aplicate după cementare 256

Scanned with OKEN Scanner

13.5. Nitrurarea oțelurilor 257
13.6. Cianizarea oțelurilor 258
13.6.1. Cianizarea în mediu lichid 259
13.6.2. Cianizarea în medii gazoase sau carbonitrurarea 259

Cap. 14. Durificarea structurală 261

14.1. Principiul durificării structurale 261
14.2. Mecanismul durificării structurale 263
14.3. Durificarea structurală după călire 264
14.4. Durificarea structurală după deformare plastică 265
14.5. Influența îmbătrînirii asupra rupturii materialelor 266

Partea a IV-a:

OȚELURI CARBON ȘI ALIATE. SIMBOLIZARE — CLASIFICARE — TRATAMENTE TERMICE. PROPRIETĂȚI FIZICE ȘI MECANICE. ÎNTREBUINȚARE

Cap. 15. Oțeluri carbon 268

15.1. Principiul simbolizării oțelurilor carbon 268
15.2. Oțeluri carbon de uz general 268
15.3. Oțeluri carbon de calitate 270
15.4. Oțeluri carbon de scule 270
15.5. Oțel turnat în piese 270
15.6. Tratamentul termic al oțelurilor carbon 274

Cap. 16. Oțeluri aliate de construcție 275

16.1. Clasificare — simbolizare 27
16.2. Influența elementelor de aliere 276
16.2.1. Influența nichelului 276
16.2.2. Influența manganului 277
16.2.3. Influența cromului 279
16.2.4. Influența siliciului 280
16.2.5. Influența borului 282
16.3. Oțeluri aliate indigene 282

Cap. 17. Oțeluri aliate și alte aliaje pentru scule 284

17.1. Clasificare — simbolizare 284
17.2. Oțeluri rapide pentru scule 284
17.2.1. Transformări structurale în oțelurile rapide 285
17.2.2. Tratamente termice aplicate oțelurilor rapide 287
17.2.3. Aliaje neferoase pentru scule 289
17.2.4. Aliaje dure turnate cu carburi speciale de wolfram și molibden (W_2C, Mo_2C) sau de tantal 289

Cap. 18. Oțeluri rezistente la coroziune și refractare 291

18.1. Structura oțelurilor inoxidabile 291
18.2. Elaborarea și deformarea plastică a oțelurilor inoxidabile 293
18.3. Tratamentul termic al oțelurilor inoxidabile 294
18.3.1. Oțeluri inoxidabile aliate numai cu crom 294
18.3.2. Oțeluri inoxidabile crom-nichel 295
18.4. Mărci uzuale 297

Scanned with OKEN Scanner

Cap. 19. Oţeluri pentru temperaturi înalte de exploatare 298

19.1. Clasificare — utilizare 298
19.2. Influenţa unor factori asupra proprietăţilor oţelurilor la temperaturi ridicate .. 300
19.3. Stabilitatea oţelurilor la temperaturi ridicate 301
19.4. Tendinţe în dezvoltarea aliajelor rezistente la temperaturi ridicate 303

Cap. 20. Materiale folosite în domeniul criogenic 305

20.1. Alegerea materialelor 305
20.2. Oţeluri şi fonte pentru domeniul criogenic 307
20.2.1. Oţeluri cu bază de nichel 307
20.2.2. Fonte pentru aplicaţii criogenice 309
20.2.3. Oţeluri cu structură austenitică 309
20.3. Aliaje neferoase folosite la temperaturi joase 311

Partea a V-a

ALIAJE NEFEROASE

Cap. 21. Cuprul şi aliajele lui 313

21.1. Alame 314
21.1.1. Alame curente (obişnuite) 314
21.1.2. Alame speciale 318
21.2. Bronzuri 320
21.2.1. Bronzuri curente (obişnuite) 320
21.2.2. Bronzuri speciale 323
21.3. Alte aliaje de cupru 325
21.3.1. Aliaje cupru-nichel 325
21.3.2. Aliaje cupru-aluminiu 325

Cap. 22. Aluminiul şi aliajele lui 327

22.1. Aliaje aluminiu-cupru 328
22.1.1. Diagrama de echilibru şi tratamente termice 328
22.1.2. Întrebuinţări ale aliajelor aluminiu-cupru 329
22.2. Aliaje aluminiu-siliciu 329
22.3. Aliaje aluminiu-magneziu 330
22.4. Aliaje aluminiu-cupru-magneziu-mangan. Duraluminiu 331

Cap. 23. Alte aliaje neferoase 334

23.1. Magneziu şi aliajele lui 334
23.1.1. Aliaje magneziu-aluminiu 334
23.1.2. Aliaje magneziu-zinc şi magneziu-aluminiu-zinc 335
23.2. Zincul şi aliajele lui 336
23.2.1. Aliajele zinc-aluminiu 336
23.2.2. Aliaje zinc-aluminiu-cupru 337
23.3. Plumbul şi aliajele lui 339
23.3.1. Aliaje plumb-arseniu 339
23.3.2. Aliaje plumb-staniu-stibiu 339
23.3.3. Aliaje de antifricţiune 341

Bibliografie 344

Scanned with OKEN Scanner

PARTEA ÎNTÎI

STAREA METALICĂ — STRUCTURA CRISTALINĂ — PROPRIETĂȚI MECANICE — METODE DE INVESTIGAȚIE

Scanned with OKEN Scanner

CAPITOLUL 1

STRUCTURA CRISTALINĂ A ALIAJELOR METALICE

1.1. METALE ŞI ALIAJE METALICE

Starea metalică este caracterizată prin edificiile atomice ce o formează. Proprietăţile globale ale unui element depind de forţele de legătură dintre atomi, forţe care în ultimă instanţă sînt funcţie de structura electronică a atomului.

Structura electronică a atomului poate fi concepută ca fiind formată din nori electronici difuzi care înconjoară nucleul. Starea de mişcare a electronului este supusă principiilor mecanicii ondulatorii. Densitatea norului electronic în jurul nucleului este determinată prin patru numere cuantice şi anume: $n=1...7$ ce caracterizează starea energetică respectiv raza orbitei pe care se mişcă electronul; $l=0...(n-1)$ ce caracterizează forma orbitei; $m_l=\pm l$, care caracterizează panta orbitei şi $m_s=\pm 1/2$ care caracterizează mişcarea de spin a electronului.

Electronii atomului vor ocupa stările cuantice posibile într-o anumită ordine respectînd principiul energiei minime şi cel al lui P a u l i.

Orice combinaţie între valorile lui l; m_l; m_s pentru fiecare valoare a lui n defineşte o stare cuantică. Structura electronică a atomului poate fi reprezentată prin aceste numere cuantice scriind valorile lui n, şi pentru l folosind notaţiile s, p, d, f (în care pentru $l=0$ se scrie s şi pentru $l=1$ se scrie p etc.). Exponenţii scrişi la notaţiile lui l dau indicaţii asupra numărului de electroni de pe stratul energetic respectiv. Suma exponenţilor diferitelor stări cuantice indică numărul total de electroni ai atomului respectiv, care este egal cu numărul de ordine din tabelul periodic al elementelor. De exemplu structura electronică a carbonului este $1s^2\ 2s^2\ 2p^2$, iar a fierului $1s^2\ 2s^2\ 2p^6\ 3s^2\ 3p^6\ 3d^6\ 4s^2$, elemente ce au numărul de ordine 6 (C) respectiv 26 (Fe).

Luînd ca bază atomul şi structura sa electronică se pot explica proprietăţile chimice, fizice, mecanice ale elementului respectiv, se poate explica gruparea elementelor în metale alcaline, metale grele, nemetale, gaze rare etc.

Tabelul 1.1 prezintă o astfel de clasificare a elementelor.

Metalele alcaline Li (3) Na (11) K (19) Rb (37) Cs (55) Fr (87) au un electron liber în straturile exterioare pentru $n=2$, 3, 4, 5, 6 şi 7.

Gazele rare He (2) Ne (10) Ar (18) Kr (36) Xe (54) Rn (86) au pe stratul exterior octetul stabil $ns^2\ np^6$ şi sînt caracterizate prin absenţa activităţii chimice.

Metalele grele prezintă pe învelişul periferic 1...3 electroni liberi: Cu (29) Ag (47) Au (79) Zn (30) Cd (48) şi au caracter pregnant electropozitiv. Pe măsură

Scanned with OKEN Scanner

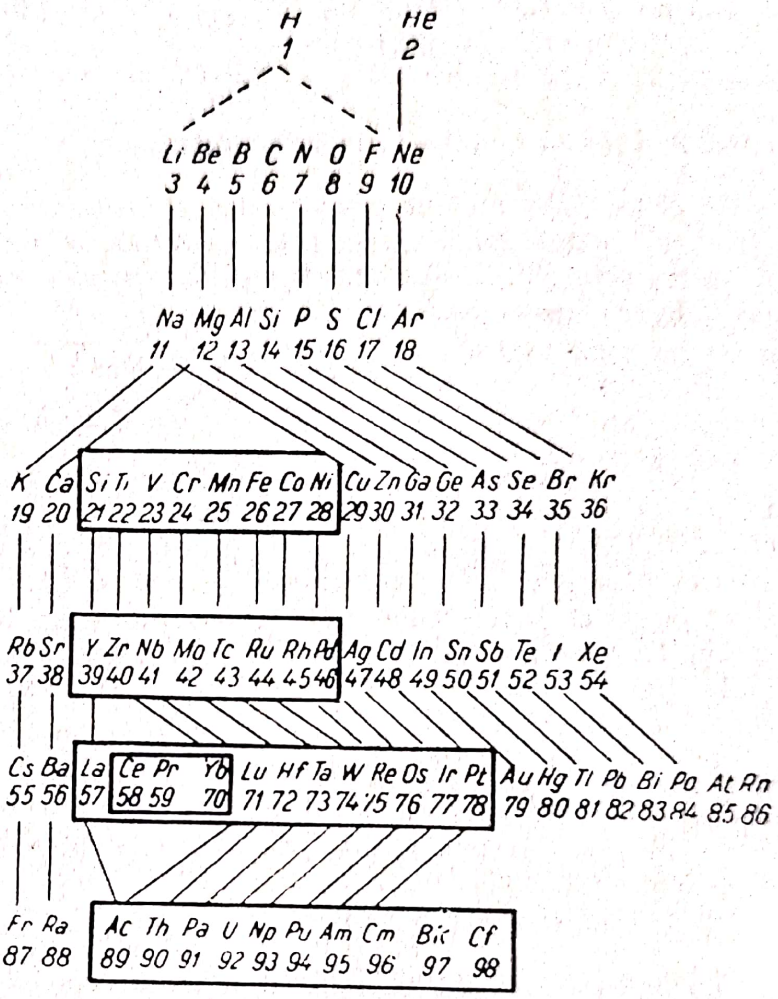
ce creşte numărul de electroni liberi (3...5), elementele au un caracter din ce în ce mai electronegativ şi se formează grupa metalelor de tranziţie 21...28 respectiv 39...46.

Creşterea numărului de electroni liberi pe stratul periferic (4...7) face ca elementele să aibă un caracter pregnant electronegativ şi se formează grupa nemetalelor C (6), Si (14), P (15), S (16), Te (52). Apare evident că natura metalică este intim legată de electronii stratului exterior.

Un metal este un element ce prezintă în configuraţia electronică a atomilor un număr mic de electroni liberi (1...3), fapt ce explică coeziunea stării metalice şi descreşterea conductivităţii electrice pe măsura ridicării temperaturii.

Tabelul 1.1

Clasificarea elementelor după structura electronică a atomului



Dacă unui metal i se asociază un alt metal sau nemetal se realizează un aliaj metalic.

Aliajul metalic este rezultatul solidificării unei topituri de metale la care se pot asocia şi nemetale, care prezintă solubilitate în stare lichidă.

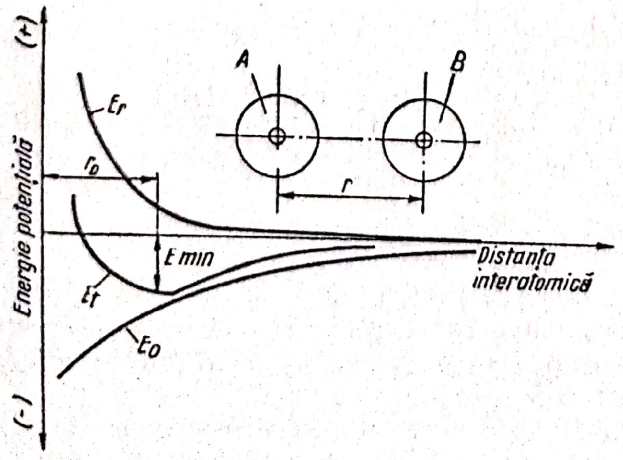


Fig. 1.1. Variaţia energiei potenţiale cu distanţa interatomică.

1.2. AGREGATE ATOMICE

1.2.1. Forţe de legătură

În stare lichidă şi în special în stare solidă, atomii sînt menţinuţi în edificiu de diferite tipuri de forţe interatomice, care variază cu temperatura şi presiunea.

Pe măsură ce se micşorează distanţa dintre atomii unui element cresc forţele interatomice (fig. 1.1).

Scanned with OKEN Scanner

Perechea de atomi va fi în echilibru atunci cînd energia lor va avea valoare minimă E_{min}, adică atunci cînd se află la o distanţă r_o unii de alţii.

Mărimea, natura şi orientarea forţelor interatomice depind de structura electronică a atomilor participanţi.

1.2.2. Legătura ionică sau heteropolară

La elementele a căror configuraţie electronică este complementară se pot forma agregate atomice prin cedarea respectiv primirea electronului liber şi formarea octetului ns^2np^6. De exemplu se formează agregatul atomic din atomi de sodiu şi clor:

$$\dot{\mathrm{Na}} + \dot{\underset{\cdot\cdot}{\overset{\cdot\cdot}{\mathrm{Cl}}}}: \Rightarrow \mathrm{NaCl}$$

$$3s^1 + 3s^2p^5 \Rightarrow ns^2np^6$$

Datorită cedării electronului apare ionul pozitiv de sodiu, iar datorită primirii unui electron apare ionul negativ de clor şi iau naştere forţe de atracţie electrostatice. Aceste forţe sînt puternice, sînt orientate pe o anumită direcţie fapt care face ca agregatul atomic să aibă duritate mare, plasticitate redusă şi un punct de topire ridicat. O asemenea legătură între atomi este de tip ionic sau heteropolară şi agregatul atomic poartă denumirea de *cristal ionic*. Cristalele ionice prezintă interes pentru chimie şi joacă un rol important într-o serie de faze întîlnite în metalurgie: scorii, zguri.

Compuşii intermetalici CV; TC; W_2N; Fe_4N; FeCo; Mg_4Si se realizează de asemenea pe baza legăturii ionice, fapt care le explică duritatea şi fragilitatea ridicată.

1.2.3. Legătura covalentă

Dacă atomii sînt identici pot forma de asemenea agregate atomice, punîndu-şi în comun un anumit număr de electroni din straturile periferice, pentru formarea octetului stabil ns^2np^6 şi se realizează legătura covalentă.

De exemplu, agregatul atomic format din atomi de clor se realizează prin punerea în comun a cîte un electron încît se formează octetul stabil:

$$:\dot{\underset{\cdot\cdot}{\overset{\cdot\cdot}{\mathrm{Cl}}}}\cdot + \cdot\dot{\underset{\cdot\cdot}{\overset{\cdot\cdot}{\mathrm{Cl}}}}: \Rightarrow :\underset{\cdot\cdot}{\overset{\cdot\cdot}{\mathrm{Cl}}} \cdot\cdot \underset{\cdot\cdot}{\overset{\cdot\cdot}{\mathrm{Cl}}}:$$

$$3s^2p^5 + 3s^2p^5 \Rightarrow ns^2p^6$$

Forţele interatomice ce leagă cei doi atomi sînt de natură electrostatică ca şi în cazul legăturii ionice, dar aici nu apare net evidenţiată sarcina electrică negativă sau pozitivă a atomilor.

Legătura covalentă poate fi realizată pornind şi de la atomi cu 6 şi 4 electroni pe învelişul periferic (ex. oxigenul şi carbonul).

Legăturile covalente corespund caracteristicilor de valenţă ale chimiei clasice şi direcţiile lor sînt determinate în spaţiu. Dispunerea relativă a atomilor nefiind dirijată de condiţiile unui asamblaj cît mai compact posibil ci de direcţiile de valenţă, reţelele sînt relativ puţin compacte.

Legătura covalentă fiind riguros dirijată şi de multe ori foarte energică este incompatibilă cu deformaţia plastică şi deseori este cauza unei durităţi şi fragilităţi ridicate.

Scanned with OKEN Scanner

Cristalul de diamant este considerat ca un solid tipic al legăturii covalente.

Printre elementele pure şi compuşii care prezintă legătură covalentă se citează : Si, Ge, Sn (cenuşiu), SiC, AlP, MgTe, AgI, ZnS etc.

Cristalele covalente nu prezintă conductivitate electrică nici în topituri.

1.2.4. Legătura metalică

La elementele metalice legătura între atomi se realizează de o manieră diferită. Aici încă atomii tind a se apropia de structura atomului gazelor rare, prin pierderea sau cîştigarea electronilor periferici, dar electronii nu ocupă un loc determinat în ansamblu. Electronii periferici formează un *nor* liber între ioni, circulînd cu viteză mare.

Legătura metalică trebuie înţeleasă ca fiind formată dintr-un ansamblu rigid de ioni pozitivi cufundaţi într-un *gaz* sau *nor* de electroni relativ liberi (fig. 1.2). Se poate considera că însuşirile metalelor derivă din această baie de electroni şi din mobilitatea ei. Acest nor de electroni poate suferi o deplasare sub acţiunea unui cîmp magnetic, ceea ce nu-i altceva decît curentul electric.

Electronii care formează *norul* sînt *liberi* să se deplaseze de la un atom la altul, astfel că nu-i posibil să se precizeze de care atom depinde un electron. În acelaşi timp, pe o durată scurtă, electronii gravitează şi în jurul unui nucleu determinat şi-l neutralizează sau chiar îl încarcă negativ. Se poate spune că la un moment dat o anumită parte din atomii corpului metalic este ionizată pozitiv, în timp ce restul rămîne neutră sau este ionizată negativ şi acesta este procesul care-i responsabil de forţele interatomice ce apar. Ca şi la cristalele ionice, aceste forţe sînt de natură electrostatică, fără a avea direcţie impusă şi de aci tendinţa de a da ansambluri compacte. Din aceleaşi considerente corpurile cu legătură metalică pot suferi deformaţii plastice.

Orice perturbaţii în periodicitatea sau simetria structurii împiedică în oarecare măsură deplasarea ansamblului de electroni, ceea ce are urmări asupra rezistivităţii electrice şi a plasticităţii.

Aşa se explică de ce metalele impure se deformează mult mai greu decît cele pure, iar deformaţia maximă este mult mai uşoară la acestea din urmă.

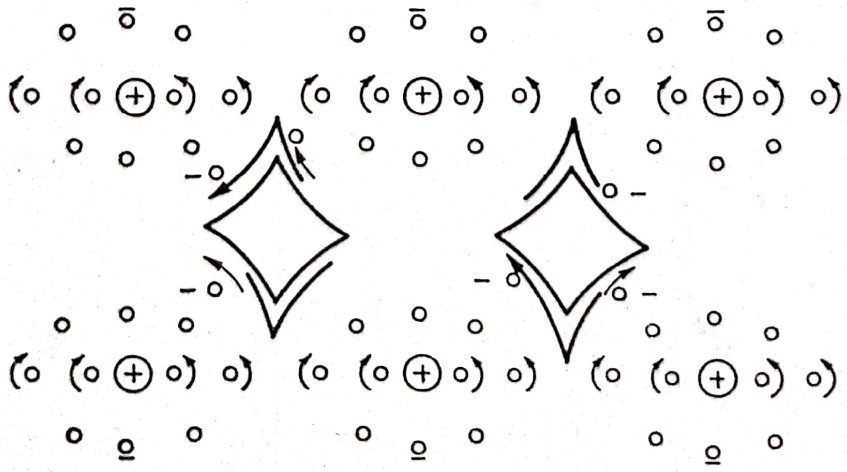


Fig. 1.2. Reprezentarea schematică a legăturii metalice.

1.3.1. Rețea, bază, celulă elementară cristalină

Se asimilează ionul sau atomul cu o sferă a cărei rază depinde de spațiul pe care-l ocupă norul electronic. Se admite că aranjarea atomilor sau moleculelor pentru formarea cristalului este similară cu sferele tangente între ele. Se admite că ionul sau atomul are o poziție fixă, ca și cînd agitațiile termice nu le-ar provoca oscilații (amplitudinea oscilațiilor atomilor este de 0,1 Å).

Șirul reticular — rețeaua unidimensională — se realizează prin translația perechilor de atomi în așa fel încît fiecare tip de atom ajunge pe un atom identic (fig. 1.3). Distanța dintre centrele atomilor din șirul reticular poartă denumirea de *constantă reticulară*.

Baza cristalină — rețeaua bidimensională — se realizează prin translația perechilor de atomi de-a lungul a două axe de coordonate (fig. 1.4).

Translația ce lasă ansamblul de atomi neschimbați este de forma nV_1+mV_2, în care n și m sînt numere întregi. Constantele reticulare ale bazei sînt a și b, iar punctul de intersecție al vectorilor formează nodul rețelei.

Numărul de atomi ai bazei cristaline se determină luînd în considerare faptul că nodurile din vîrf conțin 1/4 atomi, nodurile de pe laturi conțin 1/2 atomi, iar nodurile din interior conțin 1/1 atomi.

Baza poate fi simplă (a) sau de un anumit ordin (b) — de exemplu ordinul 2, figura 1.5.

Celula elementară cristalină — rețeaua tridimensională — se realizează prin translația perechilor de atomi de-a lungul a trei axe de coordonate (fig. 1.6). Translația este de forma $nV_1+mV_2+pV_3$, în care n, m, p sînt numere întregi.

Translația bazei conduce la formarea cristalului. Numărul de atomi într-o celula se determină luînd în considerare faptul (pentru cazul din fig. 1.6) că

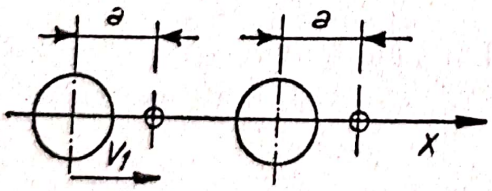


Fig. 1.3 Șir reticular.

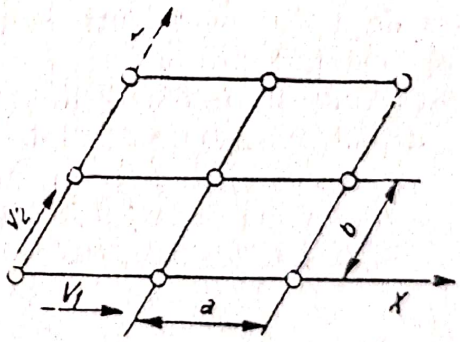


Fig. 1.4. Bază cristalină.

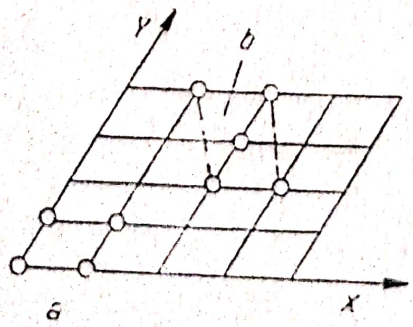


Fig. 1.5. Baze cristaline de diferite ordine.

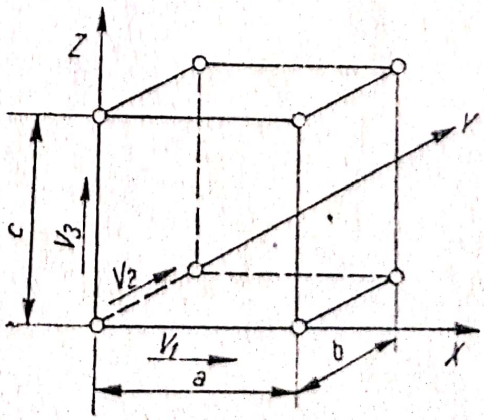


Fig. 1.6. Celula elementară cristalină.

Scanned with OKEN Scanner

nodurile din vîrfuri participă cu 1/8 atomi, nodurile de pe muchii cu 1/4 atomi, nodurile de pe feţe cu 1/2 atomi şi nodurile din interior cu 1/1 atomi.

În nodurile reţelei pot fi unul sau mai mulţi atomi şi aceştia se iau în considerare la determinarea numărului de atomi pe bază sau celulă elementară.

Dreapta care uneşte noduri omoloage poartă denumirea de *direcţie cristalografică* OP sau O_1P_1 (fig. 1.7).

Două direcţii cristalografice paralele definesc *planul cristalografic* OPP_1O_1 (fig. 1.7). Planul cristalografic poate fi definit şi ca planul ce trece prin trei noduri necoliniare şi conţine o infinitate de noduri ce constituie reţele bidimensionale.

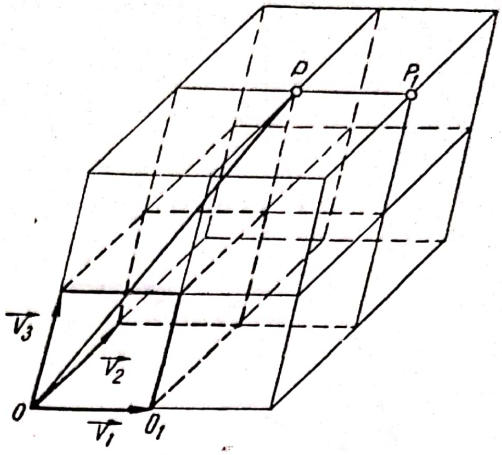


Fig. 1.7. Celula elementară cristalină, direcţii şi plane cristalografice.

1.3.2. Indicii Miller ai planului cristalografic

Studiul structurii cristaline necesită a se face referiri frecvente la diferite plane sau direcţii cristalografice. De aceea este necesar să se adopte o metodă care să permită identificarea şi distingerea planelor cristalografice.

Unanim este adoptată metoda *indicilor Miller* care permite determinarea orientării planelor cristalografice, dar nu şi fixarea exactă a poziţiei lor.

Se aleg trei axe x, y, z, paralele cu laturile celulei elementare a reţelei. Fiecare din aceste axe este împărţită în segmente egale cu latura celulei elementare: a, b, c.

Se consideră planul P_1, P_2, P_3 (fig. 1.8) care are coordonatele:

$$x=\frac{1}{h} \quad y=z=0$$

$$y=\frac{1}{k} \quad x=z=0$$

$$z=\frac{1}{l} \quad x=y=0$$

Ecuaţia planului $P_1P_2P_3$ va fi:

$$hx+ky+lz=1,$$

sau pentru oricare plan al familiei, ecuaţia va fi:

$$hx+ky+lz=t$$

t=număr întreg >0 sau <0 sau $=0$.

Se numesc *indici* Miller ai planului cristalografic, coeficienţii necunoscutelor din ecuaţia planului, dacă sînt numere întregi şi prime între ele.

Convenţional un plan cristalografic se simbolizează prin (h k l).

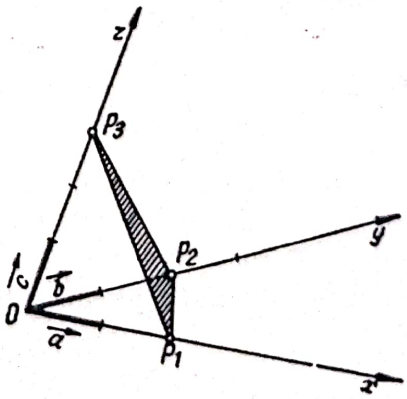


Fig. 1.8. Plan cristalografic.

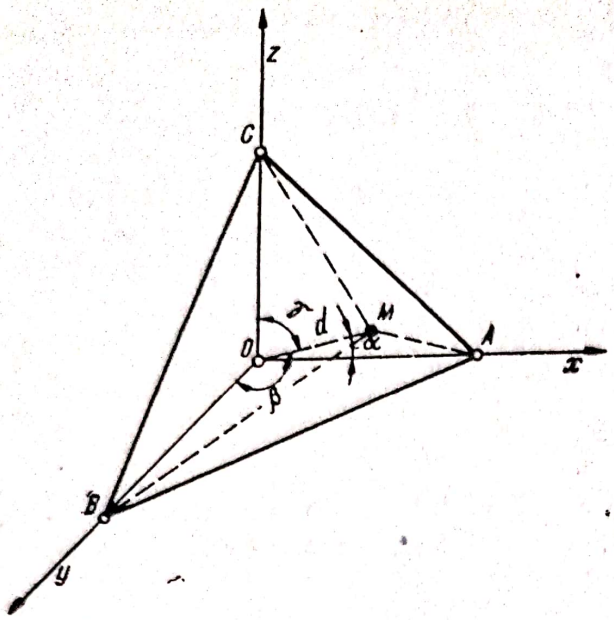


Fig. 1.9. Distanța dintre planele cristalografice.

Un plan paralel unei axe are indicele Miller egal cu zero pentru că el taie această axă la infinit. În cazul planului cristalografic paralel cu axa OZ indicii Miller vor fi (h k 0).

Dacă un plan taie una sau mai multe axe în partea lor negativă se va simboliza plasînd semnul minus deasupra indicelui Miller corespunzător. Dacă axa OZ este tăiată în partea negativă planul se va simboliza prin (h k $\bar{l}$).

Cunoașterea indicilor Miller ai unui plan cristalografic permite determinarea numărului de plane posibile ale familiei, echidistanța lor, cosinusurile directoare și faptul că sînt sau nu plane cu densitate maximă de atomi.

1.3.3. Distanța dintre planele cristalografice

Distanța dintre planele cristalografice este reprezentată prin lungimea perpendicularei (d) dusă din origine pe cel mai apropiat plan din familia cercetată (fig. 1.9).

Astfel:

$$\cos\alpha=\frac{d}{OA};\quad \cos\beta=\frac{d}{OB};\quad \cos\gamma=\frac{d}{OC}. \tag{1.1}$$

Pentru o celulă elementară cristalină care are constantele rețelei a, b, c și pentru un plan cristalografic (h k l) relațiile (1.1) capătă forma:

$$\cos\alpha=\frac{d}{\frac{a}{h}};\quad \cos\beta=\frac{d}{\frac{b}{k}};\quad \cos\gamma=\frac{d}{\frac{c}{l}}.$$

Știind că:

$$\cos^2\alpha+\cos^2\beta+\cos^2\gamma=1,$$

atunci:

$$d=\frac{1}{\sqrt{\left(\frac{h}{a}\right)^2+\left(\frac{k}{b}\right)^2+\left(\frac{l}{c}\right)^2}}. \tag{1.2}$$

Pentru distanța planelor din sistemul cubic ($a=b=c$) relația (1.2) va avea forma:

$$d=\frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}}. \tag{1.3}$$

Scanned with OKEN Scanner

Pentru distanța dintre planele din sistemul tetragonal ($a=b\neq c$) relația (1.2) va fi de forma :

$$d=\frac{1}{\sqrt{\frac{h^2+k^2}{a^2}+\left(\frac{l}{c}\right)^2}}. \qquad (1.4)$$

1.3.4. Orientarea planelor cristalografice

Orientarea planului cristalografic este dată de valoarea cosinusurilor directoare. Determinarea valorii cosinusurilor directoare ale normalei la planul cercetat se face pornind de la ecuația generală a planului $Ax+By+Cz+D=0$

$$\cos\alpha=AM\ ;\ \cos\beta=BM\ ;\ \cos\gamma=CM,$$

unde :

$$M=\frac{1}{\sqrt{A^2+B^2+C^2}}.$$

Se admite că planul ($h\ k\ l$) intersectează axele xyz în punctele A (a, 0, 0,) ; B (0, b, 0) și C (0, 0, c).

Ecuația acestui plan va fi :

$$\frac{h}{a}x+\frac{k}{b}y+\frac{l}{c}z=1,$$

iar cosinusurile directoare ale normalei la acest plan vor fi :

$$\cos\alpha=\frac{\frac{h}{a}}{\sqrt{\left(\frac{h}{a}\right)^2+\left(\frac{k}{b}\right)^2+\left(\frac{l}{c}\right)^2}}\ ;\quad \cos\beta=\frac{\frac{k}{b}}{\sqrt{\left(\frac{h}{a}\right)^2+\left(\frac{k}{b}\right)^2+\left(\frac{l}{c}\right)^2}}\ ; \qquad (1.5)$$

$$\cos\gamma=\frac{\frac{l}{c}}{\sqrt{\left(\frac{h}{a}\right)^2+\left(\frac{k}{b}\right)^2+\left(\frac{l}{c}\right)^2}}.$$

Pentru sistemul cubic, cosinusurile directoare ale normalei la planul cercetat vor fi :

$$\cos\alpha=\frac{h}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}}\ ;\quad \cos\beta=\frac{k}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}}\ ;\quad \cos\gamma=\frac{l}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}}. \qquad (1.6)$$

1.3.5. Sisteme cristaline

Caracteristica stării metalice derivă esențial din faptul că atomii (sau mai exact ionii pozitivi) sînt cimentați între ei de norii de electroni mobili. Numeroase fenomene relative la structura cristalină a metalelor pot fi interpretate cu ajutorul legăturii metalice. Într-un metal, fiecare atom este atras *egal și nedistinct* către toți vecinii săi prin intermediul electronilor liberi care trec printre ei. Apare așadar, pentru fiecare o tendință de a se înconjura de un număr cît mai mare posibil de atomi vecini, ținînd seama de limitările geometrice ce intră în joc. Absența oricărei dirijări a forțelor electrostatice în metale permite formarea unei

Scanned with OKEN Scanner

structuri foarte compacte, analoagă cu aceea ce se poate stabili cu ajutorul sferelor de acelaşi volum aşezate în aşa fel încît să formeze un volum total minim.

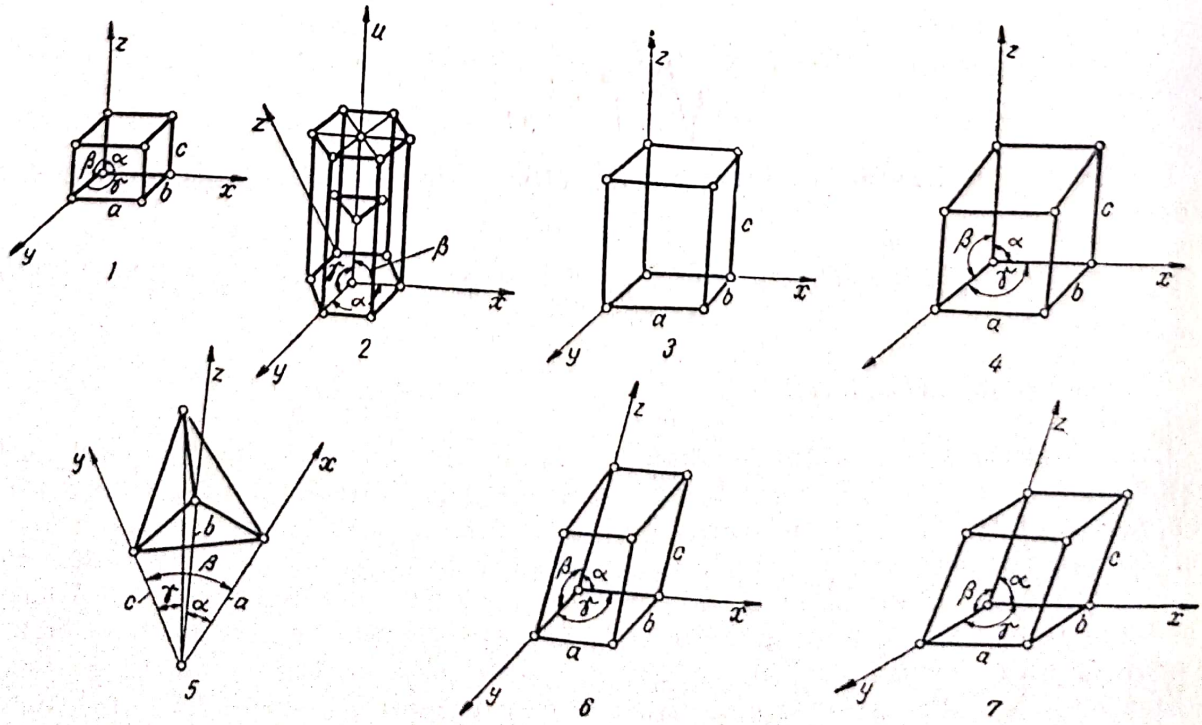
Problema nu este întotdeauna aşa de simplă, căci la numeroase metale, structura cristalină nu este cea care corespunde asamblării celei mai compacte.

Analizînd matematic posibilitatea de formare a diferitelor reţele spaţiale se constată existenţa a 14 tipuri care aparţin la 7 sisteme cristaline — caracterizate prin următorii parametrii (tabelul 1.2).

Tabelul 1.2

Sisteme cristaline

Scheme	Sistemul cristalin	Parametrii caracteristici		
		Axe	Unghiuri	Constante reticulare
1	Cubic	Trei axe rectangulare ($x\ y\ z$)	$\alpha=\beta=\gamma=90°$	$a=b=c$
2	Hexagonal	Patru axe, din care trei coplanare formînd unghiuri de 120° şi alta (u) $\perp$ pe acestea	$\alpha=\beta=\gamma=120°$ $\delta=90°$	$a=b\neq c$
3	Tetragonal	Trei axe rectangulare ($x\ y\ z$)	$\alpha=\beta=\gamma=90°$	$a=b\neq c$
4	Rombic (ortorombic)	Trei axe rectangulare ($x\ y\ z$)	$\alpha=\beta=\gamma=90°$	$a\neq b\neq c$
5	Romboedric (trigonal)	Trei axe înclinate ($x\ y\ z$)	$\alpha=\beta=\gamma\neq 90°$	$a=b=c$
6	Monoclinic	Două axe înclinate (xy) şi una (z) $\perp$ pe acestea	$\alpha=\gamma=90°\neq\beta$	$a\neq b\neq c$
7	Triclinic	Trei axe înclinate ($x\ y\ z$)	$\alpha\neq\beta\neq\gamma\neq 90°$	$a\neq b\neq c$



Scanned with OKEN Scanner

Cea mai mare parte a metalelor cristalizează în unul din sistemele : cubic cu feţe centrate (*C.F.C.*), hexagonal compact (*H.C.*) şi cubic centrat (*C.C.*).

În afară de aceste sisteme principale, se mai întîlnesc sistemul hexagonal necompact (*H.N.*), sistemul cubic cu feţe centrate alungit (*F.C.A.*), sistemul tetragonal centrat (*T.C*) etc. Sînt cazuri cînd unele metale cristalizează în sisteme diferite în funcţie de temperatură. Temperatura la care se schimbă sistemul de cristalizare se numeşte *temperatură critică*, iar fenomenul poartă denumirea de *alotropie* şi structurile, *structuri alotropice.* Iată cîteva exemple (tabelul 1.3).

Tabelul 1.3

Forme alotropice

Elementul	Forma alotropică	Intervalul de temperaturi °C	Intervalul de temperaturi °K	Sistemul cristalin
Fe	α	910	1 183	} *C.C.*
	(β)	768... 910	1 041..1 183	
	γ	910...1 400	1 183..1 673	*C.F.C.*
	δ	1 400...T_f ·	1 673..T_f	*C.C.*
Co	α	420	693	*H.C.*
	β	420...T_f	693..T_f	*C.F.C.*
Cr	α	electrolitic		*C.C.*
	(β)			*H.C.* instabilă
Sn	α	18	291	Tip diamant
	β	18...T_f	291..T_f	Tetragonală centrată
Mn	α	742	1 015	Cubică complexă (58 atomi)
	β	742...1 192	1 015..1 465	Cubică complexă (20 atomi)
	γ	1 192...T_f	1 465..T_f	Cubică alungită cu feţe centrate (*F.C.A.*)

Dacă se reprezintă atomii unui element ca sfere de acelaşi diametru, dispuse în aşa fel ca să rămînă între ele cel mai mic gol posibil, se va putea obţine aşezarea cea mai compactă, dacă sferele sînt situate pe trei familii de drepte ce formează între ele unghiuri de 120° (fig. 1.10.).

Construirea unei structuri *C.F.C.* şi *H.C.* se poate face aşezînd mai multe plane de acest fel unele peste altele, de aşa manieră încît orientarea şi poziţia fiecărui plan în raport cu vecinii săi să permită obţinerea unei reţele cu trei dimensiuni, formîndu-se astfel asamblajul cel mai compact posibil.

Dacă peste primul strat de atomi *A*, aşezaţi compact, se suprapune un al doilea strat de atomi *B* aşezaţi compact, atunci dispoziţia cea mai compactă se realizează cînd centrele sferelor din stratul al doilea sînt pe verticala dusă din centrul triunghiurilor echilaterale ce unesc centrele a trei sfere din primul strat (fig. 1.11).

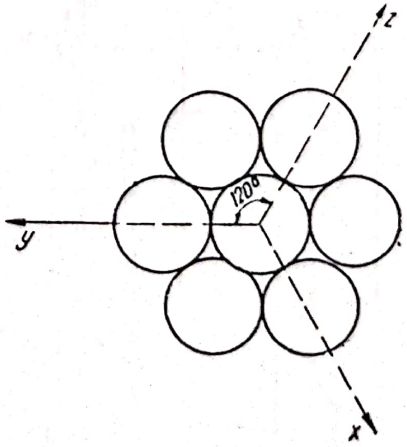


Fig. 1.10. Aranjamentul compact al atomilor într-un sistem cristalin.

Scanned with OKEN Scanner

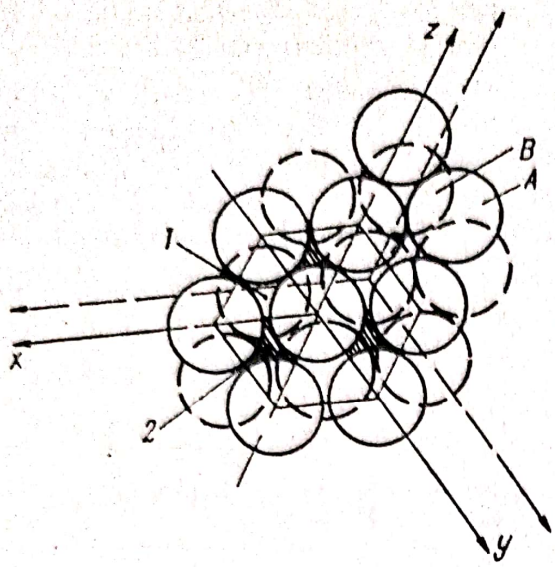
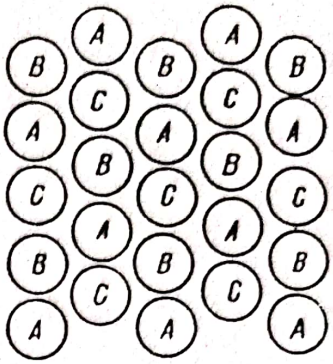


Fig. 1.11. Aranjarea straturilor atomice pentru formarea sistemelor cristaline.

Fig. 1.12. Posibilităţi de aranjare compactă a atomilor în sisteme cristaline.



Se observă că prin plasarea celui de al doilea strat B se pot umple o parte din golurile primului strat A (fie 1 ; fie 2). În cel de al doilea strat B există de asemenea goluri — dar de data aceasta de două feluri : unele situate între sferele primului strat A și altele între sferele celui de al doilea strat B.

Dacă se va dispune un al treilea strat compact de sfere se va alege între două variante (fig. 1.12) fie $ABAB$, $BCBC$ cînd se obţine sistemul hexagonal ; fie $ABCABC$ realizîndu-se sistemul cubic, fie alte variante de aşezare.

1.3.5.1. **Sistemul hexagonal compact.** Celula cristalină este construită pe trei axe coplanare ($\vec{a}_1$, $\vec{a}_2$, $\vec{a}_3$) ce formează între ele unghiuri de 120° şi o axă ($\vec{a}_4$), normală pe planul acestora (fig. 1.13, *a*).

În cazul sistemului hexagonal compact raportul c/a joacă un rol important. Sistemul este compact dacă sferele ce reprezintă atomii sînt tangente între ele, adică distanţa între doi atomi d este egală cu latura a (fig. 1.13, *b*).

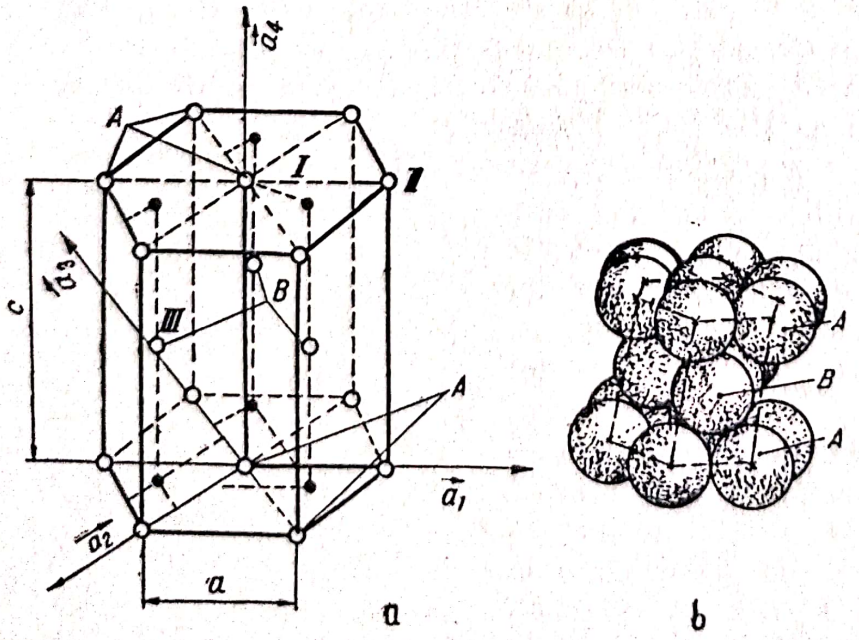


Fig. 1.13. Celula elementară cristalină *H.C.*

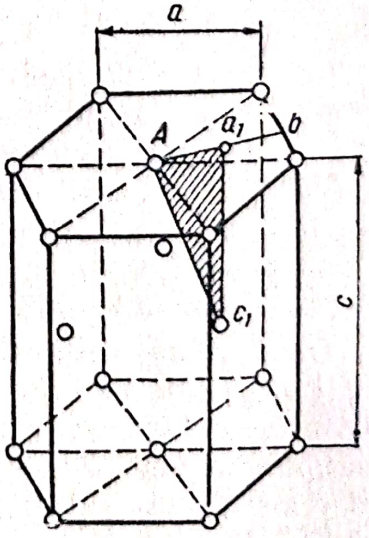


Fig. 1.14. Stabilirea gradului de compactitate a sistemului hexagonal.

Scanned with OKEN Scanner

Distanţa dintre doi atomi A şi B se poate uşor deduce din relaţii geometrice simple (fig. 1.14) :

$$a_1c_1=c/2.$$

Punctul a_1 se află la intersecţia înălţimilor triunghiului echilateral :

$$Ab=a\cos 30°=\frac{a\sqrt{3}}{2};$$

$$Aa_1=2/3\quad Ab=\frac{a}{\sqrt{3}};\quad Ac_1=d.$$

Punînd condiţia că $d=a$ pentru a avea un sistem compact, va rezulta :

$$a=\sqrt{\frac{c^2}{4}+\frac{a^2}{3}};\quad \frac{c}{a}=\sqrt{\frac{8}{3}}=1{,}633.$$

Ca sistemul să fie hexagonal compact trebuie ca raportul $c/a=1{,}633$. În cazul cînd $c/a>1{,}633$ sistemul este *H.N.*

Cercetînd distanţa minimă a unui atom faţă de vecinii săi se observă că fiecare atom este înconjurat de 12 atomi vecini. Luînd de exemplu atomul *I*, el este situat la aceeaşi distanţă de 6 atomi *II* şi de 6 atomi *III* (fig. 1.13, *a*). Numărul maxim de atomi ce înconjoară un atom din reţea la distanţă minimă se numeşte *număr de coordinaţie* (Z).

Celula elementară *H.C.* cuprinde un număr de atomi ce se calculează ţinînd seama că cei 12 atomi *II* din vîrfurile hexagonului sînt comuni celor şase celule cristaline vecine, cei doi atomi *I* din centrul feţelor hexagonale sînt comuni la două celule cristaline vecine şi cei trei atomi III din mijloc aparţin celulei de bază.

$N_A=12/6+2/2+3=2+1+3=6$ atomi pe celula elementară.

În numeroase structuri *H.C.* există o uşoară distorsiune şi raportul c/a este diferit de cel ideal. Exemple extreme sînt date de zinc şi cadmiu ; zincul are raportul $c/a=1{,}856$.

În acest sistem cristalizează numeroase alte metale ca : Be, Mg, Ca, Zr, Co şi foarte rar se întîlneşte la Ni.

Pentru stabilirea planelor cristalografice din sistemul hexagonal se folosesc indicii Miller ţinînd seama de existenţa a 4 axe de coordonate (fig. 1.15). Planul cristalografic *ABCD* (o faţă a prismei hexagonale) va avea indicii Miller $h=1$; $k=\bar{1}$; $i=0$; $l=0$ şi se va nota $(1\,\bar{1}00)$. Direcţia cristalografică va avea aceiaşi indici Miller ca şi planul cristalografic pe care e perpendiculară. Direcţia *OK* este perpendiculară pe planul *FHLI* şi se va nota $[\bar{2}\,1\bar{2}0]$.

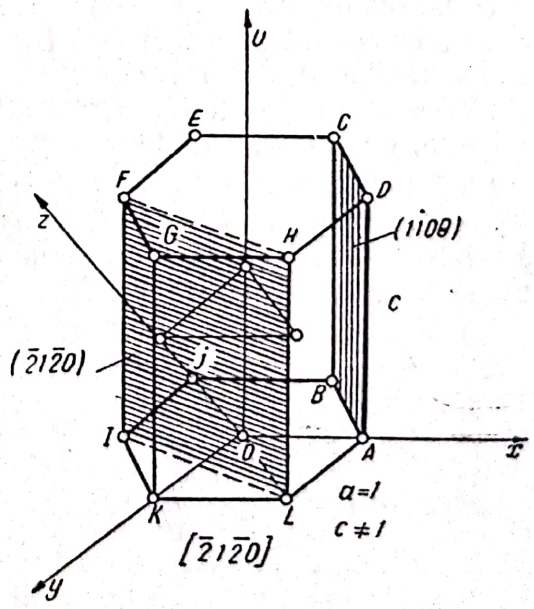
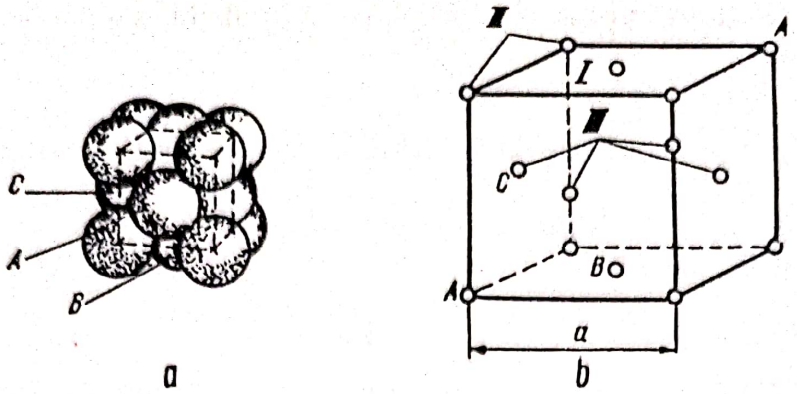


Fig. 1.15. Simbolizarea planelor cristalografice în sistemul hexagonal.

Pentru determinarea distanţelor dintre planele cristalografice din sistemul



a b

Fig. 1.16. Celula elementară cristalină *C.F.C.*

hexagonal se aplică un raţionament similar cu cel prezentat mai înainte şi atunci :

$$d = \frac{1}{\sqrt{\frac{4}{3}\,\frac{h^2+hk+k^2}{a^2} + \left(\frac{l}{c}\right)^2}}\,. \tag{1.7}$$

Precizare : Familia de plane cristalografice se notează $\{h\ k\ i\ l\}$, direcţia cristalografică se notează $[h\ k\ i\ l]$, iar familia de direcţii cristalografice se notează $<h\ k\ i\ l>$.

1.3.5.2. **Sistemul cubic cu feţe centrate** (*C.F.C.*). Celula elementară cristalină (fig. 1.16, *a*) este formată prin aranjamente compacte de tip ABC ABC şi se caracterizează printr-o singură constantă a reţelei *a* (fig. 1.16, *b*).

Pentru calcularea numărului de coordinaţie se consideră atomul *I* care se află la aceeaşi distanţă minimă de 4 atomi *II* şi de 8 atomi *III* : $Z=12$.

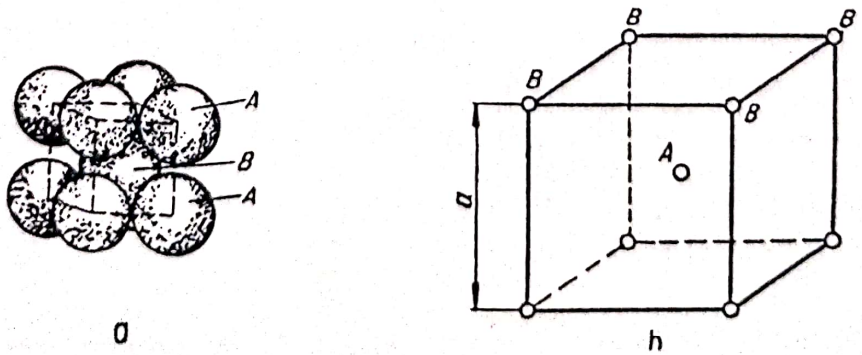
Distanţa de la atomul *I* la *II* şi de la *I* la *III* este minimă şi egală :

$$d_{min} = \frac{a\sqrt{2}}{2} = 0{,}707 \cdot a.$$

Numărul de atomi per celulă cristalină se stabileşte printr-un raţionament analog cu cel arătat la sistemul *H.C.* Adică : $N_A = 8/8 + 6/2 = 4$ atomi per celulă elementară cristalină *C.F.C.*

Sistemul cubic cu feţe centrate este caracteristic multor metale : Cu, Ag, Au, Feγ, Ni, Co, Pt, Pa, Al, Pb etc.

1.3.5.3. **Sistemul cubic centrat** (*C.C.*). Celula elementară cristalină nu are o structură compactă (fig. 1.17, *a*), se caracterizează printr-o singură constantă a reţelei *a* (fig. 1.17, *b*) şi diferă de celelalte două sisteme prin aceea că atomii nu sînt aşezaţi conform condiţiei volumului minim.



a h

Fig. 1.17. Celula elementară cristalină *C.C.*

Atomul A este aşezat la aceeaşi distanţă minimă de opt atomi $B\left(d_{min}=a\frac{\sqrt{3}}{2}=0{,}866\ a\right)$ şi celula elementară cristalină are $Z=8$.

Numărul de atomi per celulă elementară cristalină: $N_A=8/8+1=2$. Metalele care cristalizează în acest sistem sînt Fe α, Cr, Mo, W, V, Co, metalele alcaline, Na, Li etc.

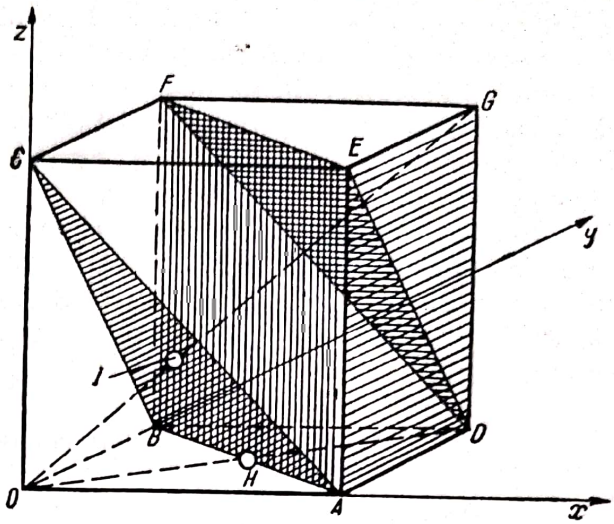


Fig. 1.18. Plane cristalografice principale în sistemul cubic.

1.3.5.4. **Plane cristalografice principale în sistemul cubic.** În celula elementară cristalină din sistemul cubic (fig. 1.18) pot apare o serie de plane cristalografice principale şi anume:

Planele cubului — plane paralele cu feţele cubului (*ADGE*, *BDGF*) care au indicii Miller (*100*), (*010*) etc. Se formează o serie de trei plane cristalografice care pot fi reprezentate prin {*100*}.

Planele dodecaedrului rombic — plane paralele cu *ABFE* şi se simbolizează prin (*110*). Se pot forma şase asemenea plane cristalografice (*101*), (*011*) etc. care pot fi reprezentate prin {*110*}.

Planele octaedrului — plane ce intersectează toate axele la distanţe finite (ex. *ABC*) şi se simbolizează prin (*111*). Familia planelor octaedrului are indicii Miller {*111*}.

Prezintă interes deosebit cunoaşterea planelor cu densitate maximă de atomi. Aceste plane vor conţine şi atomi din vîrfurile şi centrele feţelor *C.F.C.* sau din vîrfurile şi centrul celulei elementare *C.C.*

Pentru ca planele cristalografice să aibă densitate maximă de atomi, trebuie ca indicii Miller să aibă anumite valori.

Astfel, în cazul sistemului *C.F.C.* trebuie ca indicii Miller h, k, l să aibă fie numai valori pare, fie numai valori impare. Condiţia este ca suma perechilor indicilor Miller $h+k=$număr par, $k+l=$număr par, $l+h=$număr par. Planele cristalografice (*111*), (*200*), (*220*), (*311*) au densitate maximă de atomi.

În cazul celulei cristaline (*C.C.*) planele cu densitate maximă de atomi au suma indicilor Miller egală cu un număr par ($h+k+l=$par). De exemplu (*110*), (*200*), (*211*), (*222*), (*310*).

1.3.5.5. **Constante reticulare şi raze atomice.** Pentru a descrie complet un sistem cristalin este necesar a se face referiri la dimensiunile celulei sale şi a tipului său.

Cunoaşterea reţelei şi a constantei reticulare permite de a determina pentru numeroase cristale o nouă dimensiune caracteristică care poate fi considerată cu o anumită rezervă ca raza unui atom. Raza atomică R_a este definită ca jumătatea distanţei minime dintre nucleele a doi atomi învecinaţi, dintr-o celulă cristalină.

Raza atomică nu este constantă în diverse cristale, ci depinde de caracteristicile forţelor interatomice. De exemplu, raza unui ion al unui metal într-un cristal ionic (o sare) este adesea mult mai mică decît raza atomică a aceluiaşi element într-un cristal metalic (ionul de sodiu în sare are $R_a=0{,}98$ Å pe cînd în stare

Scanned with OKEN Scanner

metalică are $R_a = 1{,}85$ Å). Atunci cînd se indică raza atomică este absolut necesar de a se specifica şi tipul de reţea cristalină.

În cadrul aceluiaşi tip de legătură raza atomică este aproape constantă, dar adesea se produc variaţii şi se constată în particular că raza atomică variază invers proporţional cu numărul de coordinaţie.

Cercetînd valorile lui R_a pentru diverse elemente se observă o particularitate bine marcată. În fiecare linie primul element (metalul alcalin) are R_a de valoarea cea mai mare şi apoi R_a scade la celelalte elemente ale liniei considerate. Elementele liniei următoare au R_a mai mare decît precedentele lor. Această periodicitate este în concordanţă cu dimensiunile norului electronic în raport cu creşterea sarcinii electrice a nucleului şi cîteva exemple se dau în tabelul 1.4.

Tabelul 1.4

Raze atomice

Element	Structură cristalină	Raza
Litiu	C.C.	3,033
Sodiu	C.C.	3,708
Potasiu	C.C.	4,618
Cupru	C.F.C.	2,551
Argint	C.F.C.	2,883
Aur	C.F.C.	2,878
Vanadiu	C.C.	2,627
Crom	H.C.	2,709 şi 2,717
	C.C.	2,493
Fier	C.C.	2,478
	C.F.C.	2,520
Cobalt	H.C.	2,499 şi 2,507
	C.F.C.	2,507
Nichel	C.F.C.	2,487
	H.C.	2,49
Aluminiu	C.F.C.	2,858
Plumb	C.F.C.	3,493
Zinc	H.C.	2,659 şi 2,907

1.4. STRUCTURA FAZELOR STĂRII METALICE

Faza e o parte constitutivă a unui sistem, luată separat, omogenă şi cu aceeaşi structură şi compoziţie chimică în oricare parte a ei.

Se admite că există posibilitatea ca în masa solidă a unui metal să se introducă atomii unui alt metal sau metaloid.

Cele două tipuri de atomi se vor aranja în aşa fel încît energia totală a sistemului să fie minimă sau aproape minimă.

Este interesant de ştiut care este structura sau aranjamentele atomice ale acestui aliaj.

Elementele care concură la formarea aliajului poartă denumirea de *componenţi*, iar tipurile preferate de grupare a atomilor vecini formează *faze* şi *constituenţi structurali*.

Luînd în considerare proprietăţile atomilor componenţi şi tipurile lor de grupare preferate se pot stabili cîteva reguli generale.

Dacă atomii diferiţi ai aliajului se atrag unii către alţii de aceeaşi manieră ca şi cei asemănători, fiecare atom al aliajului va fi relativ indiferent faţă de

Scanned with OKEN Scanner

speța vecinului său. Cele două tipuri de atomi se comportă ca și cînd ar fi identici și ei formează un aranjament ce se numește *soluție solidă*.

Dacă atomii sînt diferiți între ei din punct de vedere electrochimic atunci se pot forma compuși chimici sau intermetalici de forma A_xB_y. Dacă x și y nu respectă legea valenței se formează compusul intermetalic.

Dacă atomii diferiți sînt atrași mai puțin decît cei de același fel, cele două tipuri tind să se separe și atomii de același fel tind să se aglomereze zonal. Aranjamentul va fi format dintr-o alternanță de grupări de compoziție diferită și poartă denumirea de *amestec mecanic*.

Dat fiind interesul deosebit al acestor tipuri de structuri ale aliajului, e necesară analizarea lor mai în detaliu.

1.4.1. Soluții solide de substituție

Soluția solidă este o structură formată din doi sau mai mulți componenți care prezintă solubilități în stare solidă, concentrația și temperatura lor poate varia într-un anumit interval fără ca tipul rețelei cristaline să se schimbe.

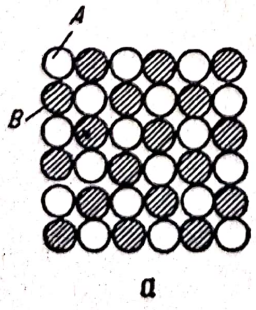
Există două tipuri de soluții solide : *de substituție* și *de inserție*.

Soluțiile solide de substituție se obțin prin substituirea atomilor solventului (dizolvantului) cu un oarecare număr de atomi ai solubilului (dizolvatului). Ele prezintă structura cristalină a solventului.

Avînd doi componenți A și B, se formează soluție solidă de substituție dacă o parte din atomii A sînt înlocuiți de atomi B (sau invers) și cele două feluri de atomi sînt dispuși pe o rețea comună. După felul cum atomii B înlocuiesc în mod ordonat sau întîmplător atomii A se obțin *soluții solide de substituție ordonate* (fig. 1.19, *a*) și *dezordonate* (fig. 1.19, *b*).

Într-o soluție solidă dezordonată fiecare nod al rețelei este ocupat indiferent de un atom A sau B, posibilitatea de ocupare fiind proporțională cu concentrația atomică, adică ocuparea unui nod de un atom de un anumit fel A sau B n-are nici o influență asupra nodurilor vecine.

Din contră, la soluțiile solide ordonate, faptul că un nod este ocupat de un atom A are consecință că nodul vecin tinde a fi ocupat de un atom B. Dacă această ordine este localizată numai în unele zone ale cristalului, se numește *ordine la mică distanță*, iar dacă ordinea este perfectă și această alternanță se repetă în tot cristalul se numește *ordine la mare distanță*. De exemplu, în aliajul Cu-Au vîrfurile cubului sînt ocupate de atomi de Au, iar fețele cubului de atomi de Cu (fig. 1.20).



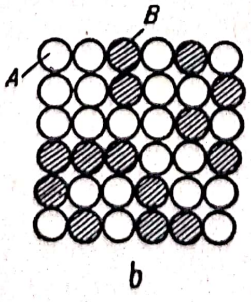


Fig. 1.19. Reprezentarea schematică a soluțiilor solide de substituție.

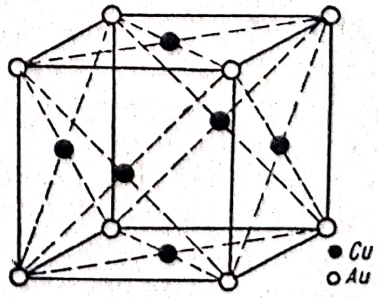


Fig. 1.20. Celula elementară a soluției solide Au-Cu.

Convenţional soluţiile solide se notează cu α, β, γ etc. sau A (B), B (C) etc.

Datorită agitaţiei termice, structura ordonată dispare la temperaturi ridicate şi poate să reapară la răcire lentă. Această transformare dezordine-ordine se produce sub o anumită temperatură şi se sesizează printr-o căldură specifică anormală şi prin variaţia proprietăţilor mecanice.

Condiţiile formării soluţiilor solide de substituţie sînt destul de restrînse. Ele au fost studiate de H u m e-R o t h e r y şi sînt cunoscute sub denumirea de : *factor dimensional, afinitate chimică, factor de valenţă* şi *izomorfism al reţelei cristaline.*

Pentru a avea o solubilitate largă în stare solidă trebuie ca razele atomice ale elementelor A şi B (R_A şi R_B) să fie cît mai apropiate. Mai precis solubilitatea lui B în A se va reduce dacă R_B diferă de R_A cu mai mult de 14% ; din contră dacă e îndeplinită relaţia $0{,}86\ R_A < R_B < 1{,}14\ R_A$ factorul dimensional va fi favorabil.

Dacă diametrul solubilului diferă cu mai mult de 14...15% de cel al solventului, domeniul de solubilitate este mic sau se spune că factorul dimensional este defavorabil.

Dacă cei doi componenţi ai aliajului A şi B sînt foarte îndepărtaţi în seria electrochimică, au o solubilitate reciprocă scăzută. În acest caz există tendinţa de a se forma *compuşi chimici* sau *intermetalici* stabili cu caracter metalic puţin marcant. Dacă afinitatea chimică a elementelor este apropiată există posibilitatea formării soluţiei solide de substituţie.

Adăugarea de atomi ce au un număr mare de electroni de valenţă la atomi cu număr mic de electroni de valenţă, face să crească raportul între numărul total de electroni de valenţă şi numărul de atomi, adică se favorizează creşterea *concentraţiei de electroni*. Pentru a se menţine solubilitatea e necesar ca limitele *concentraţiei de electroni* să fie favorabile.

Cu alte cuvinte, se poate spune că factorul de valenţă este foarte favorabil dacă elementele A şi B au aceeaşi valenţă. Dacă valenţa lui B (solubilul) este mai mare decît a lui A solubilitatea scade ; de asemenea dacă valenţa lui B este mai mică decît a lui A solubilitatea scade şi mai mult.

Pentru ca doi componenţi să formeze soluţie solidă cu solubilitate nelimitată este necesar ca să aibă aceeaşi reţea cristalină. În cazul elementelor cu transformare alotropică solubilitatea se va menţine numai pentru intervalele în care este îndeplinită condiţia izomorfismului reţelei cristaline.

Dintre factorii condiţionali ai formării soluţiei solide de substituţie cel mai important este afinitatea chimică. Astfel Sb este foarte puţin solubil în Al (0,5%) cu toate că factorul dimensional este favorabil $R_{Sb} = R_{Al} = 0{,}5$ Å.

Pe măsură ce afinitatea chimică şi factorul dimensional sînt favorabili, factorul de valenţă intră în joc şi limitează solubilitatea. Acţiunea acestui factor este totuşi mai puţin distinctă ca a celorlalţi ; el nu împarte metalele în foarte solubile sau mai puţin solubile, dar el este mai progresiv şi cantitativ.

De exemplu, printre metalele care pot să se dizolve în argint, datorită factorului dimensional favorabil sînt bivalentele : Zn, Cd, Mg cu solubilitate de 40%, trivalentele : Al, In cu solubilitate de 20% şi Sn tetravalent cu solubilitate de 13%. Acest exemplu subliniază importanţa *factorului de valenţă.*

Scanned with OKEN Scanner

1.4.2. Soluţii solide de inserţie sau interstiţiale

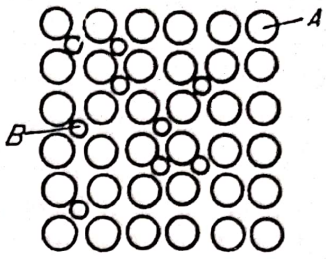


Fig. 1.21. Reprezentarea schematică a soluţiei solide de inserţie.

Aceste soluţii solide se formează atunci cînd atomii dizolvaţi ocupă poziţii interstiţiale între atomii solventului (fig. 1.21). Este evident că soluţiile solide de inserţie nu pot exista decît dacă atomii solubilului sînt foarte mici în raport cu ai solventului, deoarece nu există decît puţin spaţiu în intervalele structurii.

După H ă g g atomii elementului B ce se inserează în golurile reţelei elementului A trebuie să aibă dimensiuni foarte mici: $R_B \leqslant 0{,}59\ R_A$. Aceasta face ca: hidrogenul, carbonul, azotul şi borul să fie interesante din acest punct de vedere pentru că atomii lor sînt destul de mici pentru a se insera în reţelele diferitelor metale şi în acelaşi timp nu sînt prea electronegative şi pot forma veritabile aliaje cu proprietăţi metalice.

Cu metalele de tranziţie aceste elemente formează faze intermediare cu structură cristalină simplă dacă $R_B \leqslant 0{,}59\ R_A$ sau complexe dacă $R_B/R_A > 0{,}59$.

Structurile cristaline formate sînt în general axate pe compuşi reprezentaţi prin formulele de tip M_4X, M_2X, MX unde X reprezintă fie atomi metalici fie nemetalici. Ele sînt de obicei de tip *C.F.C.* sau *H.C.*, atomii metalici ocupînd nodurile reţelei normale, iar atomii nemetalici golurile.

Dacă raportul $R_B/R_A > 0{,}59$ golurile nu sînt suficient de mari pentru a găzdui atomii inseraţi şi atunci se produce o distorsiune a reţelei cristaline şi se formează structuri complexe. De exemplu, la oţelurile carbon la care $R_C/R_{Fe\gamma} = 0{,}63$ se produce o distorsiune a reţelei pentru ca atomul de carbon să se insereze în reţeaua fierului γ.

1.4.3. Compuşi intermetalici

Într-un *compus chimic*, elementele A şi B se combină în proporţii simple şi definite care corespund formulelor de tip A_xB_y, unde x şi y sînt numere întregi a căror valoare este dată de valenţa elementelor. *Compuşii intermetalici* nu ascultă de această lege chimică a combinării şi există într-un larg domeniu de compoziţie; centrul acestui domeniu nu corespunde în general unei formule chimice care satisface legile valenţei. De exemplu: Cu_5Zn_8, Au_5Al_3, $Cu_{31}Sn_8$, Fe_5Zn_{21} posedă o conductivitate ridicată, luciu metalic, deci legătura metalică şi în unele cazuri formează soluţii solide şi adesea suferă transformarea ordine — dezordine. Totuşi, unii compuşi intermetalici pot fi consideraţi drept compuşi normali de valenţă. Aceasta se produce dacă unul din elemente este puternic electronegativ şi altul puternic electropozitiv, de exemplu: Mg_2Si, Mg_3Sb_2, ZnS sînt cunoscuţi că au punct de topire ridicat şi o mică solubilitate.

În rezumat, formarea unui compus intermetalic ascultă de legi complexe, puţin cunoscute şi nu-i posibil în stadiul actual să se prevadă în mod cert existenţa, compoziţia şi structura lor.

Cu toate aceste dificultăţi se cunoaşte un mare număr de grupe de compuşi intermetalici: *fazele* H u m e-R o t h e r y şi *fazele* L a v e s.

H u m e-R o t h e r y a remarcat că anumite structuri cristaline bine determinate se reproduc în sistemele corespunzătoare diferiţilor compuşi, atunci cînd concentraţia electronică are una din valorile 3/2, 21/13 şi 7/4.

Scanned with OKEN Scanner

Concentrația electronică C_e reprezintă raportul dintre numărul de electroni dați de fiecare atom al componenților (*NeA*, *NeB* etc.) și numărul de atomi participanți (*NaA*, *NaB* etc.)

$$C_e = \frac{NeA + NeB + \cdots}{NaA + NaB + \cdots}.$$

Datorită acestei condiții de formare, *fazele* Hume-Rothery sînt cunoscute și sub denumirea de *compuși electronici*.

Sînt cunoscute asemenea faze la unele aliaje neferoase, astfel :

— fazele Cu Zn (alamă β), Cu Be, Ag Mg, Cu_3Al, Cu_5Sn au o structură cubică centrată și $C_e = \frac{3}{2}$;

— fazele Cu_5Zn_8 (alamă γ), Ag_5Cd_8, Al_4Cu_9, $Cu_{31}Sn_8$ au o structură cubică complexă și $C_e = \frac{21}{13}$;

— fazele $CuZn_3$ (alamă ε) Ag_5Al_3, Au_3Sn, $CuBe_3$, Cu_3Sn au o structură hexagonală compactă și $C_e = \frac{7}{4}$.

Laves și colaboratorii săi au pus în evidență existența unor faze destul de răspîndite, care corespund formulei AB_2 cu o structură bine definită și care au compactitate foarte mare cînd raportul razelor atomice $R_A/R_B = 1{,}225$.

Structurile acestor faze sînt însă mult mai complexe decît lasă să se prevadă formula AB_2 și fac să intervină patru atomi de A și opt atomi de B.

Fazele Laves cristalizează în sistemul hexagonal ($MgZn_2$) cu succesiunea planelor *ABABAB*, sau în sistemul cubic cu succesiunea *ABCABC* ($MgCu_2$), sau în sistemul hexagonal cu succesiunea *ABACABAC* ($MgNi_2$).

În afară de aceste două tipuri (fazele Hume-Rothery și fazele Laves) există încă alte multe tipuri de compuși intermetalici care pot fi uneori utilizați pentru a mări rezistența aliajelor.

Scanned with OKEN Scanner

NOŢIUNI ASUPRA REZISTENŢEI, DEFORMĂRII PLASTICE ŞI TENACITĂŢII ALIAJELOR METALICE

2.1. CRISTALE METALICE PERFECTE

Obţinerea cristalului metalic se realizează prin multiplicarea celulei elementare cristaline şi între atomi apar forţe de atracţie (datorită interacţiunii ionilor pozitivi şi norului electronic) şi forţe de respingere (datorită slabei compresiuni a norului electronic complet, respingerii electrostatice, agitaţiei termice şi oscilaţiei particulelor în jurul poziţiei de echilibru).

Dacă toate nodurile reţelei cristaline sînt ocupate de atomi de o anumită natură, atunci se realizează un *cristal perfect.*

În cazul a doi atomi izolaţi (fig. 2.1) forţa rezultantă de interacţiune se exprimă printr-o lege matematică simplă,

$$F_r = -\frac{A}{r^M} + \frac{B}{r^N} = -F_a + F_r, \qquad (2.1)$$

în care r este distanţa dintre atomi; A, B, M, N — constante de material; $M=2$ şi $N=7 \ldots 9$ pentru metale.

Echilibrul perechii de atomi se realizează pentru $F_{r_0}=0$, adică atunci cînd atomii se găsesc la distanţa minimă r_0.

Forţa maximă necesară pentru a separa atomii corespunde maximului curbei F_r şi aceasta reprezintă de fapt forţa de coeziune teoretică a reţelei cristaline perfecte a unei substanţe elastice (fig. 2.1). De fapt, $r=r_1$ reprezintă lungirea la rupere.

Schimbarea stării de echilibru a unei particule, corespunzînd unei deformaţii, necesită acţiunea combinată a energiei exterioare E_e şi a energiei termice de vibraţie a atomilor E_T.

Energia de activare a particulei va fi:

$$E_a = E_e + E_T. \qquad (2.2)$$

Probabilitatea ca o particulă să fie scoasă din poziţia sa de echilibru se poate stabili cu relaţia:

$$p = Ce^{-\frac{E_a - E_e}{KT}} \qquad (2.3)$$

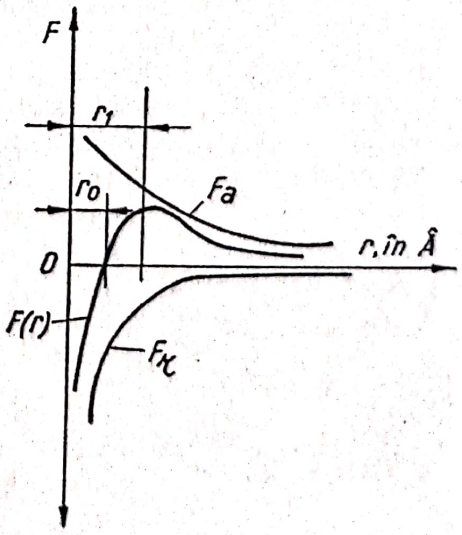


Fig. 2.1. Echilibrul forţelor interatomice.

Scanned with OKEN Scanner

în care: C este constanta frecvenţei de vibraţie a atomilor; K — constanta lui Boltzmann; T — temperatura sistemului, °K.

Energia potenţială a unui şir reticular, sau a unei reţele cristaline, va fi dată de rezultanta energiei potenţiale a fiecărei perechi de atomi între care există o interacţiune.

Pornind de la aceste considerente se poate calcula forţa de rupere a cristalului. De exemplu, cristalul de clorură de sodiu are rezistenţa la rupere $\sigma_r = \frac{F_r}{A} = 200$ daN/mm², iar cristalul de fier are $\sigma_r = 1\,500$ daN/mm².

Experimental pe cristalele reale s-au obţinut însă rezistenţe la rupere mult mai mici şi anume: 0,5 daN/mm² pentru NaCl, respectiv 1 daN/mm² pentru fier.

În deceniul al 4-lea al secolului nostru s-au pus la punct tehnici de obţinerea monocristalelor (fibre subţiri cu diametru de cîţiva μm şi lungimea de cîţiva mm). Aceste cristale numite *barbes* sau Whiskers, prezintă rezistenţă la rupere mai ridicată, comparativ cu cele obişnuite şi anume $\sigma_r = 400 \ldots 500$ daN/mm² faţă de 0,5 ... 1 daN/mm² pentru cristalul obişnuit de fier.

2.2. CRISTALE METALICE REALE. LIMITE ŞI IMPERFECŢIUNI

2.2.1. Cristale reale

Metalele şi aliajele metalice sînt în general *policristaline,* dar în unele situaţii pot fi formate din monocristale.

În metalul topit supus solidificării, apar germeni de cristalizare, care se vor dezvolta triaxial şi vor forma grăuntele cristalin, în care nu se respectă în totalitate aranjamentul atomilor în nodurile reţelei cristaline. Un asemenea cristal care are imperfecţiuni în structura lui cristalină poartă denumirea de *cristal real.*

Germenii de cristalizare cresc rapid în direcţiile în care evacuarea căldurii este intensă. Creşterea pe o anumită direcţie este oprită de cristalul vecin şi topitura rămasă continuă să se solidifice pînă la epuizare. În zonele de contact ale ramurilor cristalelor se formează *limite de grăunţi,* care au contur neregulat (fig. 2.2).

Studiul cu raze X a scos în evidenţă faptul că cristalele reale nu au o orientare perfectă, ci sînt formate dintr-un mozaic de mici cristale sau *cristalite.* Orientarea este uniformă în interiorul fiecărei cristalite, dar variază uşor de la un cristalit la altul (de ordinul a cîteva minute), formîndu-se *structura în mozaic* (fig. 2.2). Limitele cristalitelor poartă denumirea de *sublimite ale grăunţilor cristalini.*

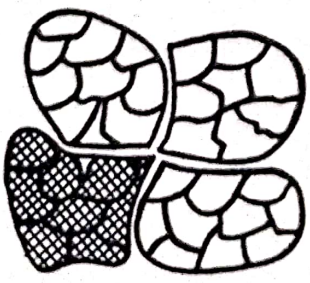


Fig. 2.2. Structura în mozaic şi limite de grăunţi.

2.2.2. Imperfecţiuni în cristale

La cristalul perfect s-a considerat că atomii sînt în repaus în nodurile reţelei, ori în realitate, conform teoriei căldurii specifice a cristalelor, ei oscilează în jurul poziţiei medii, amplitudinea vibraţiilor crescînd cu temperatura. În fiecare moment aranjamentul atomilor într-un cristal este perturbat şi numai pentru o perioadă

Scanned with OKEN Scanner

scurtă de timp, ei ocupă poziţii perfect regulate. În afară de aceasta mai există şi alţi factori (de exemplu impurităţile) care provoacă perturbaţii în aranjamentul atomilor. Atomii impurităţilor avînd de obicei raze atomice şi structuri electronice diferite de cele ale cristalului în ansamblu, provoacă distorsionări ale reţelei cristaline. S-a convenit ca toate aceste neregularităţi ale aranjamentului atomilor să fie numite *imperfecţiuni* sau *defecte* ale cristalului.

În afară de cele amintite mai sus, numeroase experienţe au dovedit că există şi alte cauze care favorizează apariţia *defectelor* în cristalele reale.

S-a convenit a se împărţi proprietăţile cristalelor în două grupe după criteriul dependenţei de imperfecţiunile reţelei cristaline:

proprietăţi independente de imperfecţiuni, aşa cum sînt căldura specifică, constantele reticulare, densitatea, coeficientul de dilataţie, constantele elastice, care variază puţin pentru diferite eşantioane din aceeaşi substanţă;

proprietăţi dependente de imperfecţiuni, cum sînt limita de curgere, rezistenţa la rupere, permeabilitatea magnetică, viteza de difuziune, care pot varia într-o proporţie importantă la diferite eşantioane din aceeaşi substanţă, dar tratate diferit.

Prima grupă de proprietăţi poate fi studiată de o manieră satisfăcătoare pornind de la teoria cristalului perfect. Unele teorii bazate pe cristalul perfect conduc la estimarea rezistenţei la rupere la valori de 100 ... 1 000 ori mai mari decît valorile experimentale, aşa cum s-a arătat mai sus. Se poate astfel presupune că în cristalele reale micile defecte creează zone de mică rezistenţă şi amorse de ruptură.

E posibil ca imperfecţiunile din cristal să se prezinte sub formă de *poziţii atomice vacante,* adică noduri care nu sînt ocupate de atomi. Studiul termodinamic arată că existenţa unei anumite proporţii a acestor poziţii vacante condiţionează echilibrul în cristale şi că în cristalele reale numărul acestor defecte e puţin superior celui necesar pentru echilibru.

Din punct de vedere pur geometric imperfecţiunile reţelei cristaline se clasifică în:

— *defecte punctiforme,* care pot fi cauzate de lacune, atomi inseraţi, atomi de substituţie;

— *defecte liniare* sau *dislocaţii,* care pot fi marginale, elicoidale sau mixte;

— *defecte de suprafaţă,* care se pot grupa la limitele cristalelor sau în macle.

Într-un cristal aflat în echilibru termodinamic există totdeauna un oarecare număr de noduri neocupate şi aceasta depinde de temperatură.

În figura 2.3 nodul 1 nu este ocupat şi aceasta reprezintă o lacună sau vacanţă de atomi şi poartă denumirea de *defect punctiform.* Tot defect punctiform este şi cel creat de inserţia unui atom în reţeaua cristalină a elementului de bază (linia l_1 fig. 2.3). Atomii interstiţiali, precum şi cei de substituţie provoacă distorsionări ale reţelei cristaline, atunci cînd nu sînt respectate condiţiile de formare a soluţiilor solide şi acestea constituie defecte punctiforme.

Atunci cînd există şi lacune şi atomi de inserţie sau de substituţie se formează un *defect punctiform complex.*

Mai multe defecte punctiforme pot să se grupeze după o linie sau un plan cristalografic şi atunci formează un *defect liniar.*

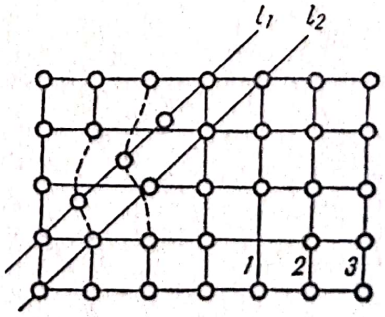


Fig. 2.3. Defecte punctiforme şi liniare într-un cristal.

Scanned with OKEN Scanner

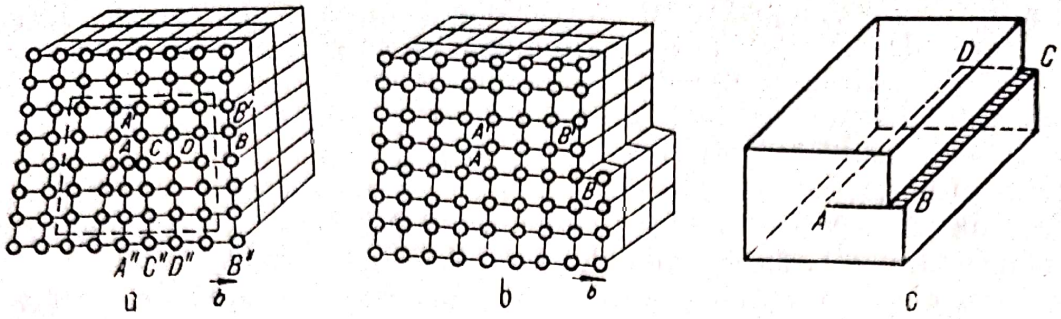


Fig. 2.4. Dislocație marginală.

Într-un edificiu atomic (fig. 2.4, *a*) se presupune că există defecte grupate de-a lungul unei linii AA''. Pentru a se înlătura această imperfecțiune se provoacă o lunecare a planelor cristalografice sub acțiunea *vectorului* Burgers $\vec{b}$. Atunci cînd *vectorul Burgers* este perpendicular pe linia sau pe axa dislocației AA'', dislocația este de *tip* Taylor sau *marginală*. Imperfecțiunea rețelei după producerea alunecării cu *vectorul Burgers* $\vec{b}$ se deplasează la margine (fig. 2.4, *b, c*). *Vectorul Burgers* este de obicei egal cu distanța dintre două plane cristalografice.

Perturbația asociată unei dislocații marginale este caracterizată printr-o repartiție mai densă a atomilor într-o zonă în raport cu cea din imediata vecinătate și această perturbație se resimte pe o distanță de 20 ori constanta reticulară.

În cazul cînd *vectorul Burgers* este paralel cu axa dislocației atunci dislocația este de *tip elicoidal*. O dislocație elicoidală poate fi imaginată ca o tăietură $ABCD$ (fig. 2.5, *a*) într-un cristal și că partea lui anterioară a alunecat în jos de așa manieră că dreptele BC și AD ale planului cristalografic sînt decalate cu o distanță egală cu constanta reticulară (sau se poate imagina că s-a introdus în tăietură un semiplan atomic suplimentar).

Denumirea de dislocație elicoidală apare de la faptul că se poate descrie un circuit în spirală continuu în jurul dislocației, putîndu-se trece de la un plan atomic la altul (fig. 2.5, *b*).

O dislocație simplă fie marginală T fie elicoidală B nu poate să se termine în interiorul cristalului, ea va atinge totdeauna suprafața. Dacă o dislocație elicoidală se oprește în cristal, de exemplu în A (fig. 2.6, *a*) pentru a se reface simetria planului cristalografic trebuie să se introducă un semiplan atomic. Acest semiplan poate să aibă și el o limită, exemplu $A'B'$, formîndu-se o dislocație elicoidală. Astfel, se pot forma succesiv diferite tipuri de dislocații: dislocația elicoidală cu axa DA; dislocația marginală cu axa AA'; o nouă dislocație elicoidală cu axa $A'D'$ și o nouă dislocație marginală cu axa DD'. Cele două dislocații elicoidale sînt de semn opus, prima caracterizată printr-o suprafață elicoidală cu înfășurarea la stînga și a doua cu înfășurarea la dreapta și cele

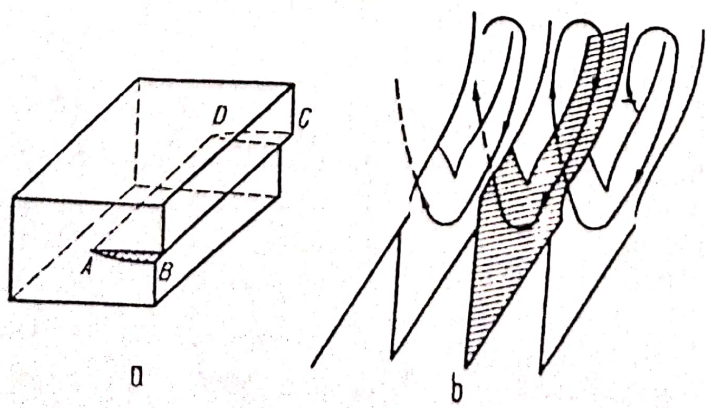


Fig. 2.5. Dislocație elicoidală.

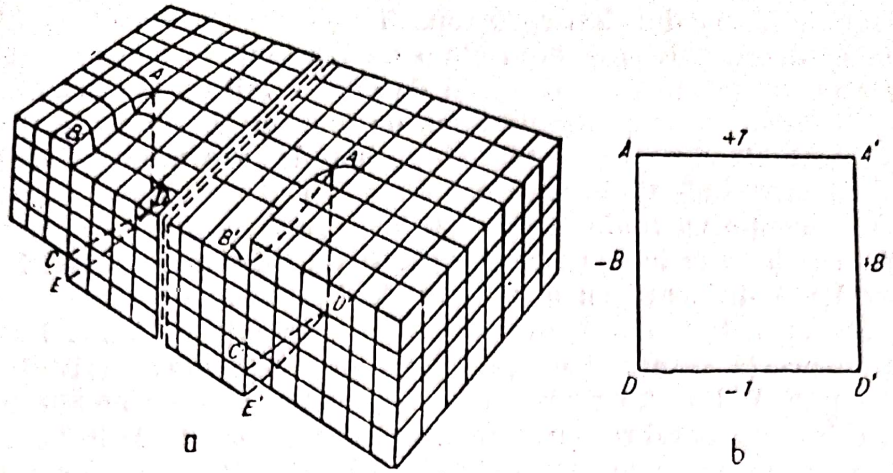


Fig. 2.6. Diferite tipuri de dislocaţii într-un cristal.

două dislocaţii marginale sînt de semn opus. Astfel, cele patru dislocaţii formează o figură ce se închide în cristal şi se numeşte *buclă de dislocaţii* (fig. 2.6, *b*).

Dislocaţia generală poate fi reprezentată prin vectorii Burgers care formează cu axa dislocaţiei un unghi oarecare ; numai în cazuri extreme se formează unghiuri de 90° (*dislocaţii* T a y l o r) sau 0° (*dislocaţii* B u r g e r s).

De-a lungul buclei de dislocaţii unele zone au caracterul fie al unei dislocaţii marginale *T* fie al unei dislocaţii elicoidale *B*.

Ţinînd seama de starea policristalină a metalului se consideră imperfecţiuni în forme de suprafeţe, imperfecţiunile apărute la limitele şi sublimitele grăunţilor şi maclelor.

Atunci cînd două reţele cristaline vecine au orientare diferită va apare o imperfecţiune în aranjarea ordonată a atomilor.

Fiecare cristal este perfect pînă la suprafaţa de separaţie (fig. 2.7, *a*) ; atomii adoptă o poziţie ce formează o trecere între cele două cristale (fig. 2.7, *b*) ; atomii formează un strat intermediar fără legătură cristalografică cu cele două cristale adiacente (fig. 2.7, *c*).

Defectele la limita maclelor aparţin tipului reprezentat în figura 2.7, *a* şi există atunci cînd cele două cristale şi suprafeţele lor comune au orientări relativ bine definite. Maclele se produc fie cu ocazia creşterii cristalului (macle de creştere) fie sub efectul unei deformări plastice (macle mecanice).

Defectele la limitele cristalelor aparţin tipurilor prezentate în figura 2.7, *b* şi *c*, fără a se putea preciza căreia din ele corespund în realitate.

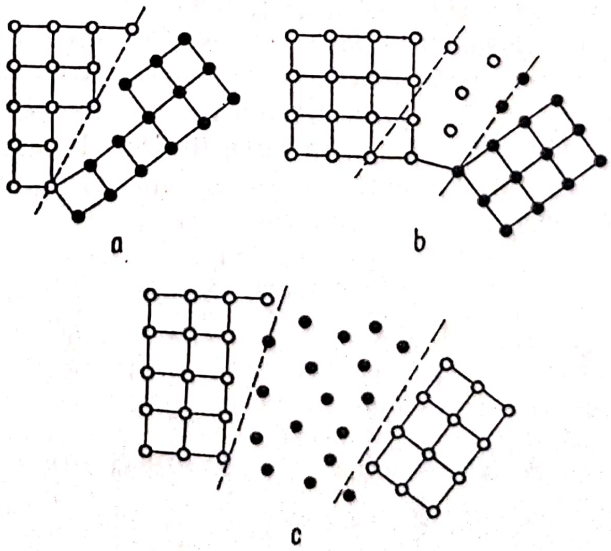


Fig. 2.7. Defecte în formă de suprafaţă.

2.2.2.1. **Cîteva proprietăţi generale ale dislocaţiilor.** Presupunînd

că un cristal este un mediu elastic izotrop, Taylor, Orwan. Cottrell şi alţii au putut defini existenţa unui cîmp de tensiuni elastice în jurul dislocaţiilor şi acestea se întind pe o distanţă de cîteva mii de angstromi. În jurul dislocaţiei elicoidale va fi numai un cîmp de tensiuni de forfecare, iar în jurul dislocaţiei marginale vor apare în plus şi tensiuni de compresiune şi de întindere.

Orice reţea cristalină tinde spre echilibru, adică să aibă o energie liberă minimă. O dislocaţie va tinde să fie rectilinie spre a se micşora cîmpul de tensiuni propriu şi a se reduce astfel energia înmagazinată în reţea. S-au putut pune în evidenţă dislocaţii cu o lungime de 10^{-4} cm.

Într-un cristal metalic real s-a putut stabili existenţa a $10^5 \ldots 10^6$ dislocaţii pe cm², cînd acesta se află aproape în echilibru. În unele cristale filiforme (cele de fier pur, Whiskers) se constată existenţa unui număr şi mai mic de dislocaţii. Într-un metal recopt, numărul dislocaţiilor este de $10^{10} \ldots 10^{12}$/cm². Din aceste două exemple se întrevede că dislocaţiile vor juca un rol deosebit cu privire la rezistenţa mecanică.

Din examinarea figurii 2.4 se observă că mişcarea dislocaţiei în planul de alunecare modifică legătura între atomii A, C şi D. Repetarea acestei mişcări provoacă alunecarea în planul cristalului, alunecare ce are loc sub influenţa unor forţe exterioare. Alunecarea va avea loc întotdeauna paralel cu anumite plane cristalografice, de obicei cu cele cu densitate maximă de atomi.

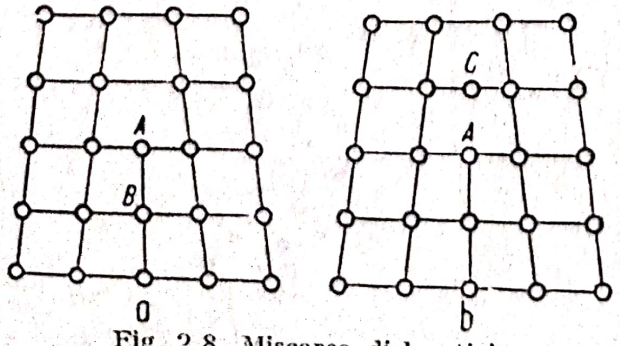
Unele dislocaţii, ca cele elicoidale pot să se deplaseze numai datorită alunecării, iar altele, cele marginale pot să se deplaseze şi datorită difuziunii.

Lacuna sau atomii inseraţi se mişcă datorită fenomenului de difuziune, perpendicular pe planul cristalografic de bază.

Dacă lacuna trece din A în B (fig. 2.8, *a*) se deplasează şi dislocaţia, sau dacă un atom trece din A în C (fig. 2.8, *b*) se deplasează şi dislocaţia. În sfîrşit, pentru a completa imaginea cu privire la mişcarea dislocaţiilor, se precizează că două dislocaţii T sau B de semn opus se anulează reciproc dacă se vor întîlni, sau cu alte cuvinte structura cristalină perfectă se va restabili în zona considerată (fig. 2.9).

Sub acţiunea unor stări tensionate dislocaţiile se pot multiplica. Dacă o dislocaţie liniară este încastrată la cele două extremităţi D şi D' şi va fi supusă unor forţe de încovoiere, se va deforma luînd forma unui arc de cerc sau a unei circumferinţe. S-a stabilit prin cercetări că de la un moment dat, dacă sarcina aplicată rămîne constantă, există probabilitatea să se formeze bucle de dislocaţii, care se repetă constant, formînd un fel de sursă de producere a dislocaţiei şi creează astfel posibilitatea de a se realiza o importantă deplasare într-un plan de alunecare cu un număr limitat de dislocaţii (fig. 2.10).

Cele descrise formează aşa-numita sursă sau generator Frank-Read de dislocaţii.



a b

Fig. 2.8. Mişcarea dislocaţiei.

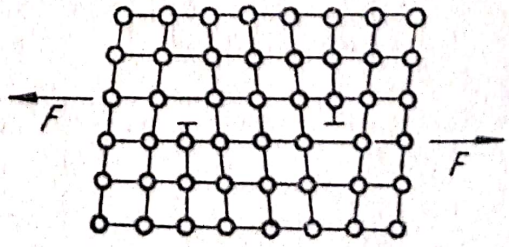


Fig. 2.9. Interacţiunea dintre dislocaţii.

Scanned with OKEN Scanner

Toate defectele din rețeaua cristalină (punctiforme, liniare de suprafață) reacționează reciproc sub acțiunea energiei furnizată cristalului. Există tendința ca să se obțină cristale cu energie liberă minimă. Dacă se formează bucle de lacune pe un plan cristalografic sau dacă atomii de inserție se grupează în dislocațiile marginale (se formează o *atmosferă Cottrell*) se vor obține energii libere mai mici pentru rețeaua cristalină.

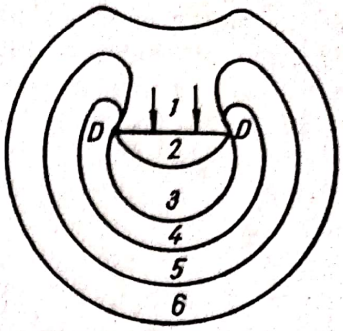


Fig. 2.10. Generatorul Frank-Read.

2.2.2.2. **Legătura dintre dislocații și rezultate experimentale.** Introducerea noțiunii de dislocație are ca scop mărirea posibilităților de înțelegere a fenomenelor și de a explica comportarea metalelor.

Astfel, rezistența mare la rupere a fibrelor subțiri din fier (Whiskers) se explică prin conținutul mic de dislocații și dificultatea de a pune în mișcare aceste dislocații, rezistența cristalului poate să se apropie de cea datorată coeziunii atomice.

Durificarea ca urmare a ecruisării, durificarea prin precipitarea și dispersia fazelor pot fi relativ ușor explicate cu ajutorul teoriei dislocațiilor.

Deformarea plastică a unui monocristal este influențată de orientarea planelor cu densitate maximă de atomi în raport cu direcția forțelor aplicate. Conținutul mic în dislocații va frîna alunecarea în continuare a planelor cristalografice și metalul va fi deformat mai greu ; apare o durificare datorită ecruisării.

În unele situații se pot forma *atmosfere Cottrell* în jurul dislocațiilor și ca atare mișcarea lor va fi îngreunată, fapt ce explică durificarea soluțiilor solide. Dacă printr-un mijloc oarecare se provoacă într-o rețea cristalină precipitarea unor faze secundare, mișcarea dislocațiilor va fi frînată și metalul se durifică. Durificarea datorită precipitării fazelor secundare este mijlocul cel mai cunoscut actualmente pentru ridicarea proprietăților mecanice ale aliajelor.

Orientarea diferită a grăunților policristalului face ca să apară defecte de suprafață la limitele grăunților și mișcarea dislocațiilor este jenată, fapt care explică rezistența mecanică ridicată.

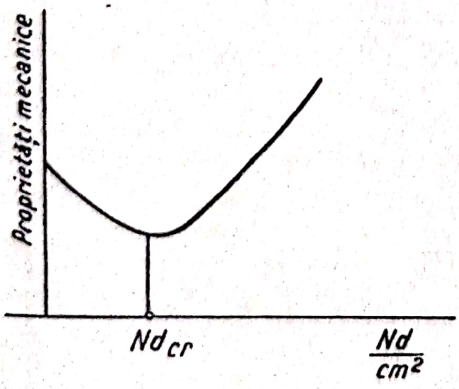


Fig. 2.11. Variația proprietăților mecanice în funcție de numărul de dislocații.

Dacă se răcește brusc un aliaj, nu toate nodurile rețelei cristaline pot fi ocupate și ca atare numărul lacunelor și chiar al dislocațiilor crește în raport cu cel obținut la răcirea lentă. Mișcarea dislocațiilor va fi jenată și apare o *durificare prin călire.*

Spre a se mări spectrul proprietăților mecanice se caută să se acționeze asupra numărului de dislocații (fig. 2.11). Ridicarea rezistenței mecanice se poate face prin :

– realizarea unor aliaje cu un număr inițial redus de dislocații și ca atare cu posibilități mici de apariție a surselor Frank-Read (fibre metalice subțiri, Whickers).

– realizarea unor aliaje cu un număr de dislocaţii $Nd_{cr} = 10^{10} \ldots 10^{12}/cm^2$ (se pot obţine uşor prin metalurgia obişnuită) şi găsirea unor posibilităţi de frînare a acestora.

Frînarea mişcării dislocaţiilor se poate face prin mijloace fizice, mecanice, chimice etc. Astfel, se pot multiplica dislocaţiile printr-un ecruisaj prealabil reducîndu-se şansele de formare a surselor F r a n k - R e a d. Crearea unor defecte de suprafaţă la limitele grăunţilor, precipitarea unor faze fine (sub 100 μ m), alierea cu elemente de substituţie sau inserţie, provocarea fenomenului de ordine-dezordine etc. jenează mişcarea dislocaţiilor şi contribuie la ridicarea valorii rezistenţei mecanice a aliajului.

2.2.2.3. **Metode de punere în evidenţă a dislocaţiilor.** Se folosesc actualmente trei metode de evidenţiere a dislocaţiilor: atacul metalografic, microscopie electronică şi difracţia razelor X.

Atacul metalografic – care produce figuri de coroziune care scot în evidenţă punctele de iniţiere a defectelor liniare în cristale.

Microscopie electronică – utilizînd folii metalice din materialul de cercetat, se evidenţiază mişcarea dislocaţiilor sub aspectul tensiunilor produse ca urmare a încălzirii sau bombardamentului cu electroni. În figura 2.12 se prezintă aspectul dislocaţiilor la un oţel aliat cu 9% Ni şi avînd 0,1% C, tratat termomecanic *marstraining*.

Difracţia razelor X – dislocaţiile produc difracţia razelor X fapt care permite evidenţierea lor. Aspectul dislocaţiilor evidenţiat cu ajutorul razelor X într-un oţel 12 N 90 (0,12% C şi 9% Ni) este prezentat în figura 2.13.

2.3. PROPRIETĂŢILE ALIAJELOR METALICE

Principial proprietăţile aliajelor sînt influenţate mai mult sau mai puţin de defectele din reţeaua cristalină.

Clasificarea proprietăţilor după sensibilitatea la defectele din reţeaua cristalină este prezentată în figura 2.14.

Fig. 2.12. Oţel 12 N 90. Dislocaţii apărute după tratamentul termic de călire (M.E. × 50 000).

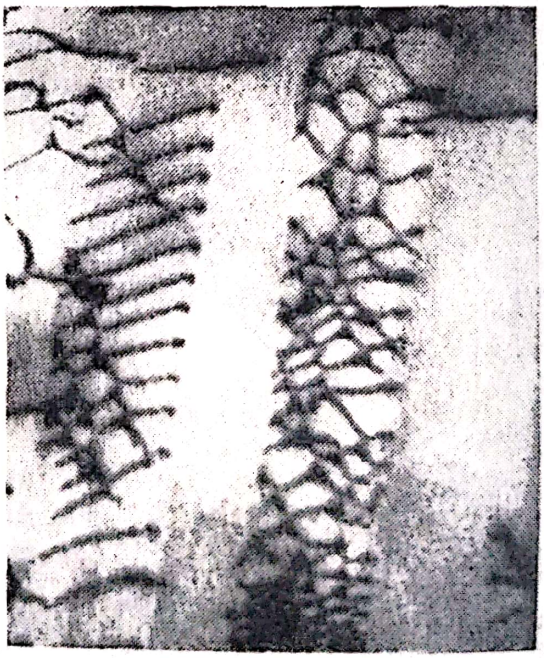


Fig. 2.13. Dislocaţii evidenţiate prin metoda radiocristalină.

Scanned with OKEN Scanner

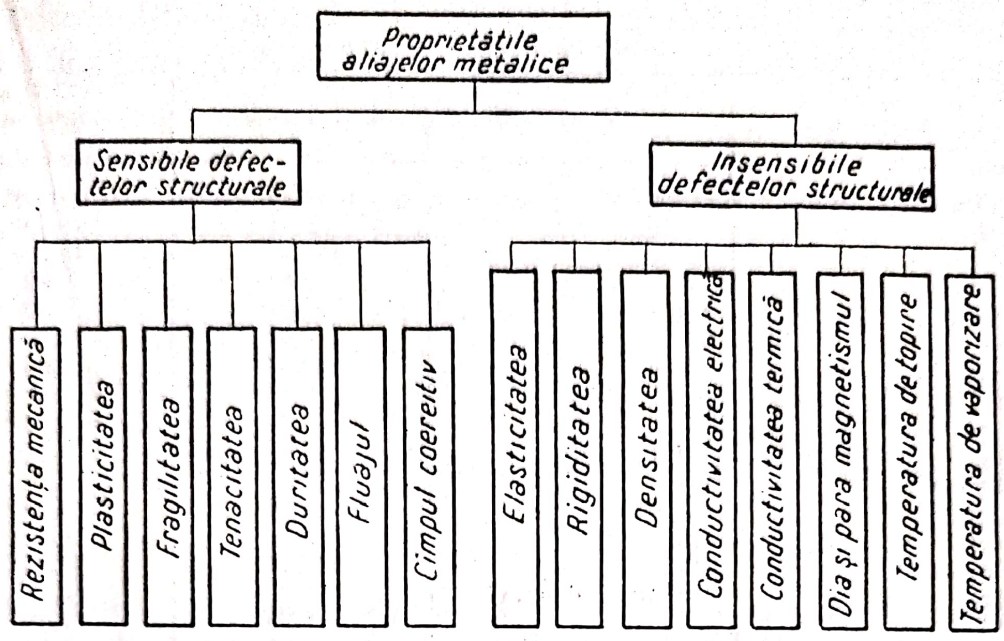


Fig. 2.14. Clasificarea proprietăților aliajelor metalice după sensibilitatea la defectele din rețeaua cristalină.

Se consideră *proprietăți insensibile la defectele de structură* acelea a căror natură poate fi explicată pe *cristalul perfect,* iar cele care necesită referiri la *cristalul real* sînt considerate ca proprietăți sensibile la defectele de structură.

2.3.1. Proprietăți insensibile defectelor de structură

Proprietățile insensibile defectelor de structură sînt specifice unei faze și se referă la materie. Diferite eșantioane din aceeași materie au în esență aceleași proprietăți insensibile defectelor structurale, dar proprietățile lor sensibile structurii vor fi identice numai după aplicarea anumitor prelucrări termice, termomecanice sau mecanice.

2.3.1.1. **Densitatea elementelor.** Se poate determina luînd în considerare masa atomică și geometria sistemului cristalin. Este suficient de a considera volumul celulei elementare cristaline și numărul de atomi ce-l conține — parametrii ce depind de sistemul cristalin și de raza atomică. În tabelul 2.1 sînt date densitățile unor elemente uzuale.

Densitatea aliajelor diferă de a elementelor componente pentru că greutatea medie a atomilor este schimbată și constantele reticulare variază liniar cu concentrația.

2.3.1.2. **Elasticitatea.** Este proprietatea materialelor de a se deforma sub acțiunea forțelor exterioare și de a reveni la forma lor inițială, după ce a încetat solicitarea. Elasticitatea unui cristal poate fi studiată de maniera următoare : forțele aplicate pot fi descompuse după trei tensiuni normale σ_x, σ_y, σ_z și trei tensiuni tangențiale τ_{xy}, τ_{zx}, τ_{yz}, iar deformațiile în direcțiile corespunzătoare sînt ε_x ; ε_y ; ε_z ; γ_{xy} ; γ_{zx} ; γ_{yz}.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 2.1

Densitatea elementelor uzuale

Element	Sistem cristalin	Masa atomică	Densitatea kg/dm³
Aluminiu	C.F.C.	26,97	2,699
Argint	C.F.C.	107,88	10,49
Aur	C.F.C.	197,2	19,32
Carbon (grafit)	H.	12,01	2,22
Crom	C.C.	52,01	7,19
Cobalt	H.C.	58,94	8,90
Cupru	C.F.C.	63,57	8,96
Fier	C.C., C.F.C.	55,85	7,87
Magneziu	H.	24,32	1,74
Mangan	T.C.C. complex.	54,93	7,43
Molibden	C.C.	95,95	10,20
Nichel	C.F.C.	58,69	8,90
Niobiu	C.C.	92,91	8,57
Plumb	C.F.C.	207,21	11,34
Siliciu	Structură diamant.	28,06	2,33
Staniu	T.C.	118,70	7,30
Titan	H.C.	47,90	4,54
Zinc	H.C.	65,38	7,13
Zirconiu	C.C.	92,91	6,15
Wolfram	C.C.	183,31	19,30

Deformaţiile produse se exprimă prin :

$$\begin{aligned}
\varepsilon_x &= S_{11}\sigma_x + S_{12}\sigma_y + S_{13}\sigma_z + S_{14}\tau_{yz} + S_{15}\tau_{zx} + S_{16}\tau_{xy} \\
\varepsilon_y &= S_{21}\sigma_x + S_{22}\sigma_y + S_{23}\sigma_z + S_{24}\tau_{yz} + S_{25}\tau_{zx} + S_{26}\tau_{xy} \\
\varepsilon_z &= S_{31}\sigma_x + S_{32}\sigma_y + S_{33}\sigma_z + S_{34}\tau_{yz} + S_{35}\tau_{zx} + S_{36}\tau_{xy} \\
\gamma_{yz} &= S_{41}\sigma_x + S_{42}\sigma_y + S_{43}\sigma_z + S_{44}\tau_{yz} + S_{45}\tau_{zx} + S_{46}\tau_{zy} \\
\gamma_{zx} &= S_{51}\sigma_z + S_{52}\sigma_y + S_{53}\sigma_z + S_{54}\tau_{yz} + S_{55}\tau_{zx} + S_{56}\tau_{xy} \\
\gamma_{zy} &= S_{61}\sigma_x + S_{62}\sigma_y + S_{63}\sigma_z + S_{64}\tau_{yz} + S_{65}\tau_{zx} + S_{66}\tau_{xy},
\end{aligned} \tag{2.4}$$

în care $S_{11} \ldots S_{66}$ sînt coeficienţi de elasticitate.

Se poate obţine printr-o manieră asemănătoare modulul de elasticitate $C_{11} \ldots C_{66}$, dacă se calculează efortul necesar pentru a produce o anumită deformaţie.

Se poate demonstra matematic că există doar 21 coeficienţi de elasticitate independenţi deoarece $S_{ij} = S_{ji}$ şi $C_{ij} = C_{ji}$. Acest număr se reduce la 3 pentru sistemul cubic şi la 5 pentru sistemul hexagonal, datorită simetriei pe care o prezintă aceste sisteme.

Sistemele cristaline ale metalelor avînd o simetrie destul de mare, ecuaţiile (2.4) pot avea forma :

$$\begin{aligned}
\varepsilon_x &= S_{11}\sigma_x + S_{12}\sigma_y + S_{13}\sigma_z ; & \gamma_{xy} &= S_{44}\tau_{xy} \\
\varepsilon_y &= S_{21}\sigma_x + S_{22}\sigma_y + S_{23}\sigma_z ; & \gamma_{yz} &= S_{55}\tau_{yz}, \\
\varepsilon_z &= S_{31}\sigma_x + S_{32}\sigma_y + S_{33}\sigma_z ; & \gamma_{zx} &= S_{66}\tau_{zx}.
\end{aligned} \tag{2.5}$$

Scanned with OKEN Scanner

Comparînd aceste ecuaţii cu cele anterioare (2.4) se observă că $E=1/S_{11}$ pe direcţia x şi că $S_{21}=\mu/E$, adică e posibil să se determine componenta deformaţiei specifice liniare pe direcţia y datorită tensiunii σ_x, iar S_{13} reprezintă acelaşi lucru pentru direcţia z. Se precizează că $S_{44}=1/G$, adică este inversul modulului de elasticitate transversală.

Legătura între tensiunea medie şi deformaţia specifică medie se poate scrie conform legii lui H o o k e sub forma :

$$\frac{\sigma}{\varepsilon}=E. \tag{2.6}$$

Constanta de proporţionalitate E poartă denumirea de *modul de elasticitate* sau *modulul lui* Y o u n g.

În cazul solicitărilor monoaxiale legea lui H o o k e în forma cea mai simplă va fi :

$$\sigma_x=E\varepsilon_x. \tag{2.7}$$

O forţă monoaxială produce deformaţie liniară de-a lungul direcţiei de aplicare, iar în acelaşi timp apare o contracţie pe direcţiile transversale. Raportul dintre deformaţiile specifice transversale şi deformaţia specifică pe direcţia longitudinală este μ şi se numeşte *coeficient de contracţie transversală* sau *coeficientul lui* P o i s s o n :

$$\varepsilon_y=\varepsilon_z=-\mu\varepsilon_x=-\mu\frac{\sigma_x}{E}. \tag{2.8}$$

Valoarea lui $\mu=0{,}25$ pentru un material elastic perfect izotrop, iar pentru metale $\mu\simeq 0{,}33$.

Generalizînd legea lui H o o k e se poate scrie că :

$$\begin{aligned}
\varepsilon_x&=\frac{1}{E}\left[\sigma_x-\mu\left(\sigma_y+\sigma_z\right)\right]\\
\varepsilon_y&=\frac{1}{E}\left[\sigma_y-\mu\left(\sigma_x+\sigma_z\right)\right]\\
\varepsilon_z&=\frac{1}{E}\left[\sigma_z-\mu\left(\sigma_x+\sigma_y\right)\right]
\end{aligned} \tag{2.9}$$

Tensiunile tangenţiale sînt legate de alunecările specifice prin relaţii similare :

$$\tau_{xy}=G\gamma_{xy}\,;\qquad \tau_{zx}=G\gamma_{zx}\,;\qquad \tau_{yz}=G\gamma_{yz}, \tag{2.10}$$

unde G este modul de elasticitate transversală.

Între aceste constante E, G, μ există următoarea relaţie :

$$G=\frac{E}{2\left(1-\mu\right)}. \tag{2.11}$$

Cîteva exemplificări cu privire la valorile acestor constante sînt date în tabelul 2.2.

În cazul aliajelor, proprietăţile elastice se modifică datorită faptului că soluţiile solide şi compuşii chimici şi intermetalici prezintă alte valori decît metalele pure.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 2.2

Valorile constantelor elastice E, G și μ pentru diferite materiale

Material	E, daN/cm²	G, daN/cm²	μ
Cupru	11 000	4 140	0,33
Oțel carbon și slab aliat	19 900	7 590	0,33
Oțel inoxidabil (18—8)	19 300	6 550	0,28

2.3.1.3. **Rigiditatea.** Este proprietatea materialelor de a se opune deformațiilor elastice. De asemenea valoarea constantelor E și G caracterizează această proprietate contrară elasticității.

2.3.1.4. **Dilatația.** Este proprietatea materialelor de a-și modifica volumul sau dimensiunile sub acțiunea energiei termice primite. Dilatația se explică prin faptul că odată cu creșterea temperaturii, crește și distanța dintre atomi.

Dilatația se exprimă prin coeficienții de dilatație liniară sau volumică :

$$\beta = \frac{1}{\Delta T}\,\frac{\Delta L}{L_0},\quad 1/°\mathrm{K}\,; \qquad \gamma = \frac{1}{\Delta T}\,\frac{\Delta V}{V_0},\quad 1/°\mathrm{K}, \tag{2.12}$$

unde $\Delta L = L - L_0$, $\Delta V = V - V_0$ și $\Delta T = T - T_0$.

2.3.1.5. **Conductivitatea electrică a metalelor.** Este o consecință a mișcării norului electronic, nor electronic ce este accelerat în direcția opusă cîmpului electric aplicat. Într-un cristal perfect energia electronului pare a nu fi limitată de nici un fel de rezistență. Aceasta presupune că atomii nu vibrează în nodurile rețelei cristaline. Rezistivitatea are așadar o componentă ce crește pe măsura ridicării temperaturii, care produce o agitație termică a atomilor. Această componentă a rezistivității este insensibilă defectelor de structură și va sta la originea conductivității electrice a metalului pur. Orice abatere de la perfecțiune dă naștere unei alte componente a rezistivității, care este predominantă la temperaturi foarte joase și poartă denumirea de *rezistivitate reziduală*.

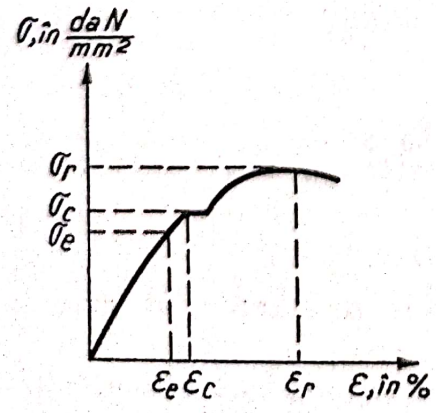


Fig. 2.15. Curba caracteristică tensiune-deformație.

2.3.2. Proprietăți sensibile defectelor de structură

Aprecierea comportării metalului și aliajului metalic la diverse solicitări se face pe baza încercărilor de laborator de întindere, compresiune, îndoire, fluaj, duritate, rezilienă etc.

În cazul încercării la întindere, analiza curbei caracteristice $\sigma = f(\varepsilon)$, figura 2.15, permite evidențierea următoarelor aspecte :

– la solicitări cu tensiuni mai mici decît σ_e (limita de elasticitate) materialul își va recăpăta forma inițială după încetarea solicitării ;

– la creșteri mici ale tensiunii se observă un fenomen de curgere a materialului. Dacă solicitarea este cuprinsă între σ_c și σ_r se vor obține deformații permanente ε_p, respectiv materialul a suferit deformări plastice. Deformarea plastică este simultană cu aplicarea solicitării, dar ea nu dispare după încetarea acesteia ;

– la $\sigma > \sigma_r$ materialul se rupe și va avea o deformație specifică maximă ε_r.

Sub acțiunea unor sarcini continui, de lungă durată (zecilor și miilor de ore) chiar dacă $\sigma < \sigma_e$ se pot obține deformații permanente ale materialului. Proprietatea materialelor de a se deforma în timp, lent și continuu sub acțiunea unor sarcini constante, poartă denumirea de *fluaj*. Fluajul este mai pronunțat dacă încercările se fac la temperaturi echivalente $T_E = 0{,}4\ T_f$ (40% din temperatura de topire a materialului).

Toate aceste fenomene nu sînt independente unele de altele, dar pentru a înțelege mai ușor mecanismele ce le guvernează se vor analiza în mod izolat.

2.3.2.1. **Deformarea plastică.** Studierea plasticității prezintă importanță deosebită, deoarece în practică toate produsele utilizate sînt supuse unor deformări plastice. Dacă un material nu poate fi deformat plastic, utilizarea lui este mai restrînsă. Utilizarea masivă a metalelor în industrie este și o consecință a faptului că li se poate da formele dorite prin procedee de deformare plastică : forjare, matrițare, laminare, extrudare, tragere etc.

Deformarea plastică are loc în mod normal prin :

– alunecare sau deformare de-a lungul unui plan cristalografic ;

– maclare sau deplasare a unei regiuni din cristal.

Aceste mecanisme sînt clar evidențiate pe monocristale. Dacă asupra unui monocristal acționează forțe exterioare în acesta se vor crea tensiuni interne, care dacă depășesc valoarea critică produc alunecarea de-a lungul planelor cristalografice cu densitate maximă de atomi. Atomii se deplasează pe cîteva distanțe interatomice, de-a lungul planului de alunecare A și pe suprafața lustruită apare un prag (fig. 2.16, *a*) sau linii de alunecare (fig. 2.16, *b*) Aceste linii numite *liniile lui* L u d e r s apar nu numai la suprafață ci în oricare tăietură a monocristalului ce a fost deformat plastic.

Tensiunea critică necesară realizării alunecării are valoarea $\tau = G/2\ \pi$, unde G este modul de elasticitate transversală.

Alunecarea are loc pe anumite plane cristalografice specifice fiecărui sistem cristalin. Astfel, pentru sistemul hexagonal, planele de alunecare sînt $\{0001\}$, iar direcțiile cristalografice după care se face alunecarea sînt $<1\ 1\bar{2}0>$. Apare evident că sistemul hexagonal dispune de trei sisteme de alunecare (un plan cristalografic și trei direcții cristalografice, neglijate fiind cele de sens opus).

În sistemul cubic cu fețe centrate, planele de alunecare sînt *111*, iar direcțiile cristalografice sînt $<110>$, astfel că se obțin 12 sisteme posibile de alunecare.

În sistemul cubic centrat nu apare un plan cu densitate atomică predominant de-a lungul căruia să aibă loc alunecarea. Este adevărat

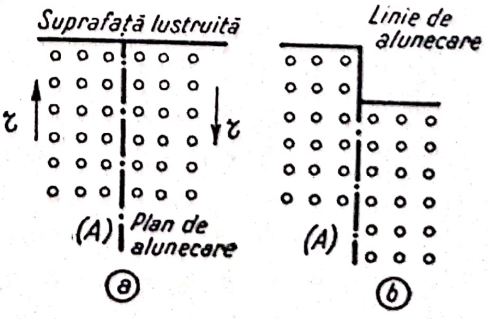


Fig. 2.16. Mecanismul alunecării.

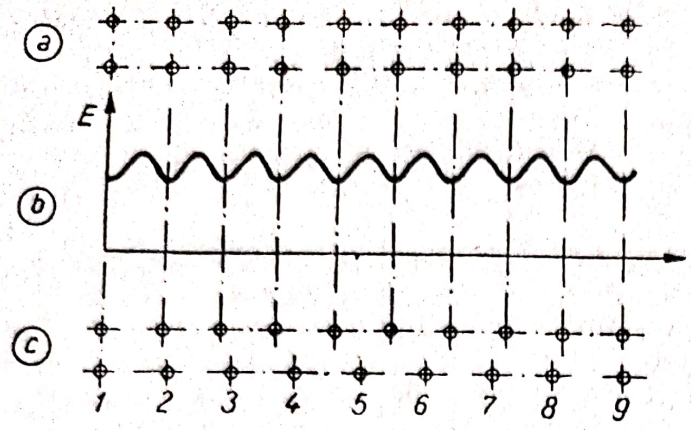


Fig. 2.17. Influența dislocațiilor asupra energiei necesare deplasării planelor cristalografice.

că planele $\{110\}$ au cea mai mare densitate de atomi, dar nu sînt cu mult superioare comparativ cu altele. De asemenea direcția cristalografică $<111>$ este cu densitate atomică mai mare, similară cu $<110>$ din sistemul C.F.C. sau cu $<11\bar{2}0>$ din sistemul hexagonal. În cazul metalelor ce cristalizează în sistemul cubic centrat alunecarea apare de-a lungul planelor cristalografice $\{110\}$, $\{112\}$ și $\{123\}$, în timp ce direcția de alunecare rămîne aceeași $<111>$. Apare evident că sistemul *C.C.* dispune de un număr mare de sisteme de alunecare, dar planele nefiind compacte ca și la sistemul *C.F.C.*, se necesită tensiuni mari pentru a avea loc alunecarea.

În cristalele reale, plasticitatea este strîns legată și de imperfecțiunile rețelei cristaline.

Dacă rețeaua cristalină este perfectă (fig. 2.17, *a*), tensiunea necesară pentru a deplasa un plan atomic față de altul are valori mari ; energia necesară deplasării atomilor din planul inferior variază sinusoidal (fig. 2.17, *b*).

Dacă cristalul conține o dislocație (fig. 2.17, *c*) deplasarea acesteia se poate face sub acțiunea unei tensiuni de valori mai mici, decît în cazul cristalului perfect.

Dislocația tip Burgers este situată între atomii 4 și 5. Atomii așezați simetric față de această dislocație vor fi supuși unor forțe egale și de semn contrar. Deplasarea atomilor va fi ușurată datorită faptului că o parte din ei (1/2) sînt deja supuși unor forțe care nu se opun mișcării. În consecință tensiunea necesară deplasării dislocației pe o distanță interatomică este foarte mică. Dacă dislocația atinge extremitatea cristalului, presupusă a fi o suprafață liberă, se produce o alunecare cu un vector Burgers, ceea ce corespunde unei distanțe interatomice și apar linii de alunecare (fig. 2.18). Alunecarea s-a făcut de-a lungul planului cristalografic AB.

Este cunoscut deja faptul că deformarea plastică ce înlătură dislocații, creează în același timp noi dislocații, apar așa-numitele surse Frank-Read de multiplicarea dislocațiilor.

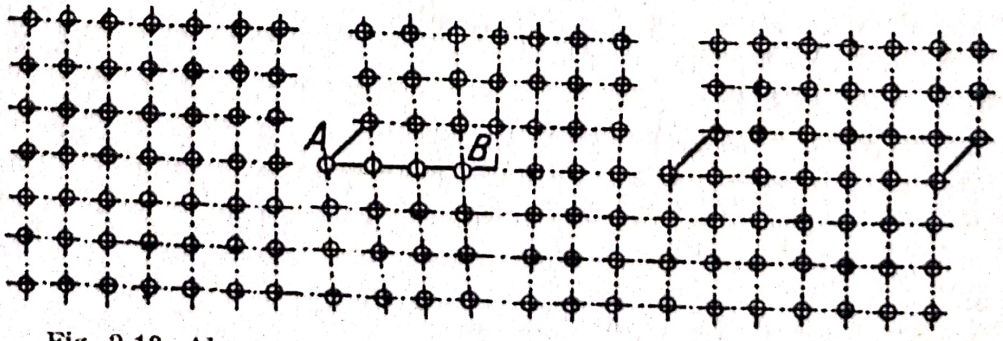


Fig. 2.18. Alunecarea datorită deplasării unei dislocații marginale,

Scanned with OKEN Scanner

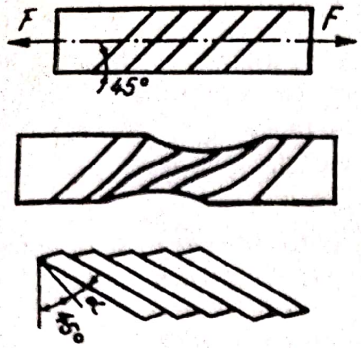


Fig. 2.19. Benzi de alunecare.

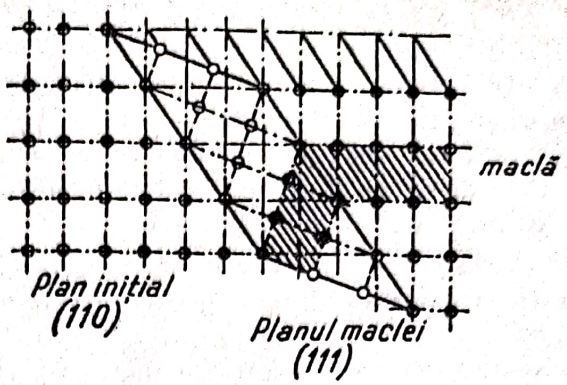


Fig. 2.20. Deformarea prin maclare.

Dacă un monocristal filiform este supus tracțiunii și planele lui de densitate maximă de atomi formează cu direcția forței unghiuri de 45°, atunci apar pe suprafață linii sau benzi de alunecare și secțiunea circulară devine eliptică (fig. 2.19).

În cazul metalelor policristaline pseudoizotrope, valoarea modulului de elasticitate este constantă, fiind valoarea medie a modulului cristalelor componente.

Dacă tensiunea aplicată metalelor policristaline depășește valoarea critică, atunci alunecarea se va produce în acele cristale ce au o orientare cristalografică favorabilă, dar alunecarea din aceste cristale va fi blocată de limitele grăunților deoarece cristalele adiacente au orientări total diferite.

Apare evident faptul că alunecarea în metalele policristaline depinde de anizotropia lor, de mărimea grăuntelui și de natura limitelor grăunților. Dacă granulația metalului policristalin este fină, dacă la limitele grăunților nu s-au separat faze fragile, atunci crește plasticitatea acestuia.

În cazul deformării prin maclare, atomii cristalului se deplasează de așa manieră că rețeaua transformată și rețeaua maclată devin simetrice în raport cu un plan numit *plan de maclare* (fig. 2.20). Maclarea pare a fi un fenomen foarte rapid și are loc dacă cristalul înmagazinează o energie elastică considerabilă. Maclarea este însoțită de zgomote caracteristice scurte și foarte înalte — de exemplu *cîntecul staniului* este o consecință a acestui fenomen.

Maclele se produc fie în cursul deformării cristalului sub acțiunea unor forțe exterioare, fie sub acțiunea tensiunilor interne ce iau naștere datorită transformărilor structurale rezultate în urma tratamentelor termice. În consecință maclele poartă fie denumirea de *macle de deformare,* fie de *macle termice sau de creștere*. Imaginea unor macle în cupru este prezentată în figura 2.21.

Se precizează că tensiunile care provoacă alunecări în cristale pot provoca de asemenea și macle. Se admite că factorii care influențează fenomenul de alunecare, influențează de asemenea și fenomenul de maclare, dar este dificil de a face o analiză a lor, dat fiind că în cele mai multe cazuri, maclele apar cu o foarte mare viteză. Puritatea cristalului, temperatura, defectele structurale,

Fig. 2.21. Macle în cristale de cupru (M.O. × 500).

Scanned with OKEN Scanner

mărimea grăunţilor, influenţează tensiunea critică de maclare, dar influenţa este mai mică decît în cazul alunecării.

Metalele care cristalizează în sistemul hexagonal care au $c/a > 1{,}633$ se vor deforma prin maclare dacă planul de alunecare este aproape paralel cu axa de tracţiune. În cazul cristalelor cubice centrate, deformarea prin maclare nu are loc decît dacă se aplică cu rapiditate tensiunea sau numai dacă s-a atins o anumită deformare plastică.

La cristalele cubice cu feţe centrate, deformarea prin maclare se produce relativ uşor dată fiind cantitatea mai mare de plane cu densitate maximă de atomi.

Fenomenul de maclare nu poate să apară dacă metalul este supus tracţiunii sau compresiunii, adică dacă are loc alungirea sau contracţia după direcţia tensiunii.

2.3.2.2. **Fluajul.** În analizarea deformării plastice, nu s-a ţinut seama de influenţa duratei de aplicare a tensiunii şi s-a admis că :

— deformarea plastică nu avansează dacă, ulterior tensiunea este menţinută constantă ;

— deformarea plastică are loc imediat după aplicarea tensiunii critice, ipoteze care nu sînt juste, deoarece nu ţin seama de temperatura la care se realizează încercarea.

Pentru a studia raportul între factorii tensiune şi timp este necesar de a face referiri la temperatura critică numită şi temperatură echivalentă, $T_E \simeq 0{,}4\ T_f$.

Dacă încercarea se face la $T < T_E$, atunci se poate admite că timpul are o mică influenţă asupra valorii tensiunii care produce deformarea şi poate fi neglijat. Adică, deformarea depinde în exclusivitate de valoarea tensiunii aplicate.

Dacă încercarea se face la $T > T_E$, timpul are o mare influenţă asupra valorii tensiunii aplicate pentru a se realiza deformarea. În acest caz deformarea depinde de tensiunea aplicată, de temperatura şi de durata de aplicare a forţei. Curba *tensiune-deformaţie* timp (fig. 2.22) reprezentată schematic la $T > T_E$ permite evidenţierea următoarelor aspecte :

— curba OA este curba tensiune-deformaţie pentru starea iniţială $T = T_a$ unde T_a este temperatura ambiantă ;

— curbele P_1P_1' ; P_2P_2' ... P_3P_3', reprezintă creşterea deformaţiei în timp, sub acţiunea tensiunilor σ_1, σ_2, σ_3 şi a temperaturii date ;

— curba BC este o curbă de relaxare.

Din analizarea situaţiei prezentate în figura 2.22, două relaţii binare au deosebită importanţă practică şi anume :

— curba *tensiune-timp* de deformaţie constantă BC, care arată că tensiunea scade progresiv, de aici şi denumirea de relaxare sau curbă de relaxare (la temperatură constantă) ;

— curba *deformare-timp* la sarcina constantă, care dă deformaţia în timp (sarcina şi temperatura fiind menţinute constant), numită *curbă de fluaj*.

În funcţie de temperatură şi tensiune, viteza de fluaj scade continuu în timp (fig. 2.22) şi nu va apare ruperea probei (curba P_1P_1'), sau ea va scădea la început, va trece printr-un minim şi apoi va creşte pînă ce se obţine ruperea probei (curba P_3P_3').

Scanned with OKEN Scanner

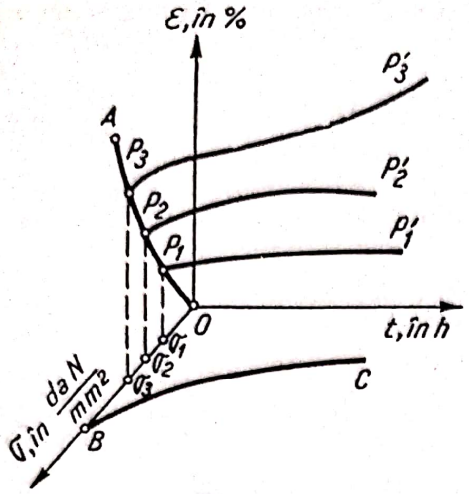


Fig. 2.22. Curba *tensiune-deformație-timp.*

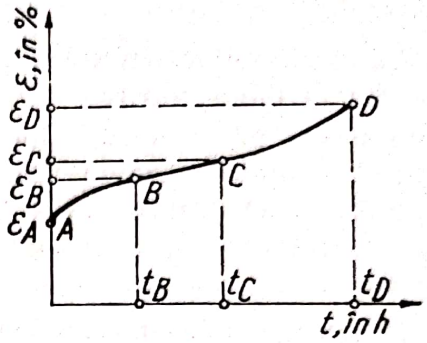


Fig. 2.23. Curba de fluaj.

O curbă tipică de fluaj este arătată în figura 2.23, care prezintă trei zone distincte: *AB,* în care viteza de fluaj este mică; *BC,* în care viteza de fluaj rămîne constantă și *CD,* în care viteza de fluaj crește pînă ce se obține ruperea probei. Nu în toate cazurile aceste zone sînt net evidențiate pe curba de fluaj.

Se precizează că în timpul încercării de fluaj, încărcarea este menținută constantă, în timp ce secțiunea și alungirea probei se schimbă și în realitate σ nu este constant, ci crește progresiv.

Ca la orice deformare plastică și fluajul este influențat de tipul și cantitatea de dislocații. Mai mult, datorită temperaturii de încercare, are loc o activizare a dislocațiilor, fapt care va influența limita la fluaj a metalului $\left(\frac{\sigma_{\varepsilon p}}{t}\right)$.

2.3.2.3. **Rezistența la rupere.** Cunoașterea rezistenței la rupere permite aprecierea comportării metalului în timpul exploatării.

Determinarea rezistenței la rupere și a altor proprietăți mecanice se realizează prin încercări mecanice. Încercările mecanice au ca scop de a furniza date proiectantului, de a verifica dacă materialul are proprietățile necesare, de a prevedea comportarea materialului în timpul proceselor tehnologice de fabricație.

În cursul încercărilor de tracțiune se măsoară forța necesară lungirii epruvetei cu viteza constantă. Se obține curba tensiune-deformație (fig. 2.15), care furnizează o serie de date interesante. Valoarea tensiunii σ se determină raportînd valoarea forței la secțiunea epruvetei, iar pentru a aprecia deformația se face raportul deformațiilor suferite și lungimea inițială a probei:

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} 100 = \frac{L - L_0}{L_0} 100, \quad \%.$$

Legătura între tensiunea σ și deformația ε a fost analizată mai înainte.

Rezistența la rupere se determină prin relația:

$$\sigma_r = \frac{F_r}{A}, \text{ daN/mm}^2, \qquad (2.13)$$

adică se raportează forța maximă care produce ruperea piesei la secțiunea ei inițială.

Scanned with OKEN Scanner

Tot din încercarea la tracțiune se poate determina și gîtuirea specifică a materialului și anume:

$$Z = \frac{\Delta A}{A_0} 100 = \frac{A_0 - A}{A_0} 100, \ \%$$

unde ΔA este reducerea secțiunii, A_0 secțiunea inițială a epruvetei și A secțiunea finală după rupere.

Cunoașterea proprietăților mecanice σ_r, σ_e, σ_c, ε, Z permite o apreciere generală a comportării metalului, se pot da indicații prețioase privind domeniul corespunzător de utilizare și se pot dimensiona corespunzător piesele.

Nu este interesantă cunoașterea numai a tensiunii la care are loc ruperea materialului ci și natura ruperii.

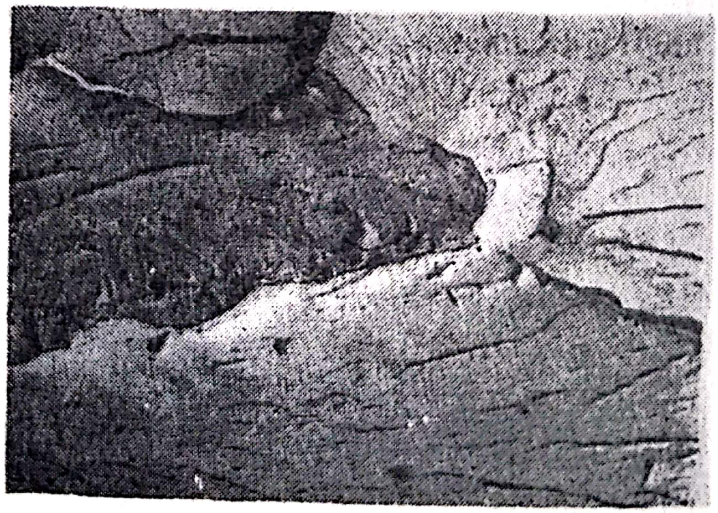
Dacă ruperea metalului are loc după deformarea lui plastică, atunci ruptura are caracter *ductil* (fig. 2.24). În cazul cînd condițiile de aplicare a sarcinilor sînt anormale (viteză mare, temperatură joasă, materialele cu plasticitate redusă), ruptura va avea un caracter special și este definită ca ruptură *fragilă* sau *clivanică* (fig. 2.25). Ruptura fragilă se întîlnește la metalele ce cristalizează în sistemul cubic centrat și are loc prin clivaj (desprindere) de-a lungul unor plane cristalografice. Clivajul se realizează la tensiuni a căror valoare este echivalentă cu tensiunea de rupere.

Se pare că fiecare plan cristalografic are o tensiune critică de clivaj. De exemplu Feα are pentru planul de clivaj (*100*), la temperatura de 173 °K, tensiunea critică normală de 26 daN/mm², iar zincul are planul de clivaj (*0001*) și la temperatura de 193 °K are tensiunea critică normală de 0,19 daN/mm².

Ruptura prin oboseală rezultă în urma aplicării repetate, ciclice, a unei tensiuni care ea însăși nu poate produce ruperea. Suprafața unei rupturi prin oboseală este formată de obicei din două zone distincte: o zonă *netedă*, unde fisura se propagă de la un concentrator de tensiune și o zonă *rugoasă* sau *granulară*. În zona rugoasă ruperea s-a produs pentru că fisurile anterioare

Fig. 2.24. Ruptură ductilă (M.E. ×3 000).

Fig. 2.25. Ruptură fragilă (M.E. ×3 000).



Scanned with OKEN Scanner

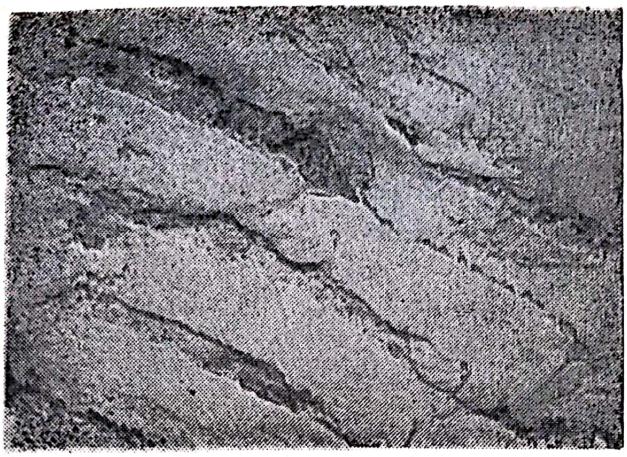


Fig. 2.26. Ruptură prin oboseală (M.E. × 3 000).

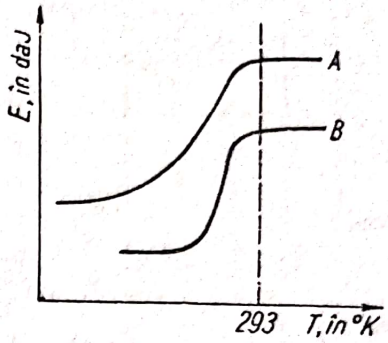


Fig. 2.27. Curbe de tranziție a rezilienței.

au redus secțiunea materialului, care n-a mai putut suporta sarcina aplicată. Aspectul caracteristic al unei rupturi prin oboseală este prezentat în figura 2.26.

2.3.2.4. **Tenacitatea.** Tenacitatea este definită ca proprietatea materialelor de a înmagazina o energie mare înainte de a se produce ruperea. Un material care se rupe după ce a suferit o deformație plastică specifică de valori mari va avea o bună tenacitate.

Determinarea tenacității metalului se face prin încercări de *reziliență* (încercarea la șoc a unor epruvete cu crestătură). Epruvetele folosite au dimensiunile Φ10×55 mm și prezintă crestătură în formă de *U* (epruveta tip Mesnager sau ISO) sau crestătură în formă de *V* (epruvete Charpy *V*); executate conform STAS 1400-66 respectiv STAS 7511-72. Sarcina se aplică prin șoc la mijlocul epruvetei pe partea opusă crestăturii cu ajutorul unui ciocan pendul (ciocan Charpy) ce oscilează în jurul unei axe orizontale (viteza în momentul șocului va fi de 5 m/s).

Încercările de reziliență sînt mai semnificative atunci cînd se fac într-un interval larg de temperaturi de încercare, care permit evidențierea tranziției de la rupere ductilă la rupere fragilă. Pe baza acestor încercări se obțin curbe de tranziție, ce permit determinarea temperaturii de tranziție, respectiv aprecierea domeniului de temperaturi în care comportarea materialului este tenace sau fragilă (fig. 2.27). Din analiza acestor curbe se observă că oțelul *A* are o comportare mai bună decît oțelul *B* și poate fi utilizat pentru fabricarea pieselor ce lucrează la temperaturi joase.

Pentru ca un oțel obișnuit să aibă o bună tenacitate trebuie ca energia corespunzătoare temperaturii de tranziție pentru încercări pe epruvete Charpy *V* să fie de 2,8 ... 3,2 daJ. Conform standardelor reziliența se va nota prin *KCU* sau *KCV* însoțite de valoarea corespunzătoare în daJ/cm².

2.3.2.5. **Duritatea.** Duritatea este definită ca proprietatea materialului de a se opune deformării, respectiv pătrunderii unui material mai dur în stratul superficial. Duritatea se măsoară în mod obișnuit prin mărimea amprentei lăsată pe suprafața materialului de o bilă sau o amprentă de formă particulară (conică, rombică) lăsată de un vîrf de diamant, care a fost apăsat pe material cu o anumită sarcină.

Scanned with OKEN Scanner

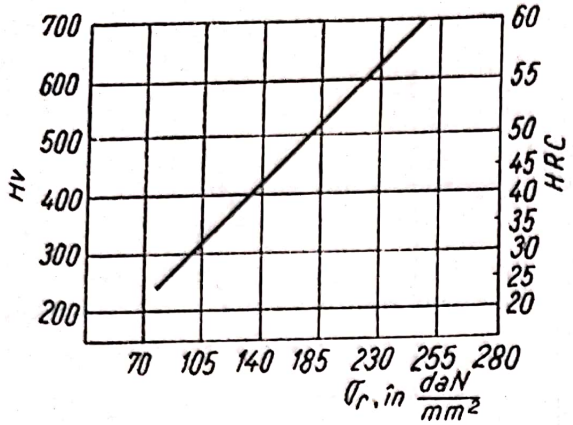


Fig. 2.28. Variaţia durităţii funcţie de rezistenţa la rupere a oţelurilor.

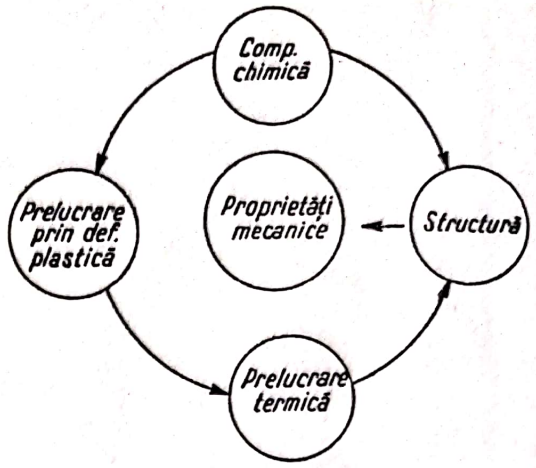


Fig. 2.29. Schema factorilor de influenţă asupra proprietăţilor mecanice.

După metodele folosite la determinarea durităţii, aceasta poartă diverse denumiri: duritate Brinell (*HB*), duritate Vickers (*HV*), duritate Rockwell (*HRC* sau *HRB*).

Cunoaşterea durităţii după oricare din metodele arătate permite aprecierea rezistenţei maxime la rupere prin tracţiune a oţelurilor (fig. 2.28).

Pentru aprecierea proprietăţilor mecanice ale metalelor pot fi utilizate metode distructive şi nedistructive. Este interesant ca metodele de încercare utilizate să nu distrugă şi să nu deterioreze piesa examinată. În acest sens pot fi utilizate diverse metode şi anume:

— detectarea defectelor care diminuează rezistenţa materialului prin cercetări macroscopice şi microscopice, raze penetrante, ultrasunete, metode magnetice;

— măsurarea unor proprietăţi care sînt în corelaţie cu proprietăţile mecanice, prin metode magnetice, electrice, duritate etc.;

— încercări mecanice distructive pe epruvete şi aprecierea că şi alte piese din acelaşi material, care au suferit aceeaşi prelucrare mecanică şi termică să aibă aceleaşi proprietăţi.

În contextul celor analizate în acest capitol se poate aprecia că în general există o interdependenţă între compoziţia chimică, deformare plastică, structură, prelucrare termică şi proprietăţile mecanice, care ilustrativ este arătată în figura 2.29.

Scanned with OKEN Scanner

UNELE METODE DE INVESTIGAȚIE A STĂRII METALICE

3.1. MICROSCOPIE OPTICĂ ȘI ELECTRONICĂ

3.1.1. Microscopul optic

Cercetarea structurii probelor metalice se face în lumina reflectată. Indiferent de tipul constructiv microscopul optic (metalografic) este format din sistemul de iluminare, sistemul optic cu accesoriile de fotografiat și sistemul mecanic de reglare. Calitățile microscopului sînt determinate în ultimă instanță de caracteristicile lentilelor folosite în construcția obiectivelor și ocularelor.

Cele mai importante caracteristici ale microscopului sînt : puterea de mărire, apertura, puterea de separare, adîncimea de pătrundere și curbura imaginii cîmpului.

Puterea de mărire este o proprietate caracteristică obiectivului. Puterea de mărire a obiectivului se calculează cu relația :

$$M_{ob} = \frac{L}{F_{ob}}, \tag{3.1}$$

în care : L este lungimea optică a tubului microscopic ; F_{ob} – distanța focală a obiectivului.

Imaginea dată de obiectiv este mărită apoi de către ocular :

$$M_{oc} = \frac{l}{F_{oc}},$$

în care l=250 mm distanța vederii normale a omului ; F_{oc} – distanța focală a ocularului.

Puterea de mărire a microscopului va fi dată de produsul puterilor de mărire ale ocularului și obiectivului :

$$M_v = \frac{L}{F_{ob}} \cdot \frac{l}{F_{oc}} = \frac{250\,L}{F_{ob}F_{oc}}. \tag{3.2}$$

În cazul fotografierii mărimea imaginii proiectate se calculează cu relația :

$$M_p = \frac{DM_{oc}M_{ob}}{l}, \tag{3.3}$$

în care D este distanța de proiecție în mm.

Scanned with OKEN Scanner

Puterea de mărire a microscopului se poate verifica cu ajutorul plăcilor de control, care au diviziuni din 0,01 mm.

Apertura se caracterizează prin puterea de strîngere a razelor de către lentilele folosite. Apertura unui obiectiv se calculează cu relaţia :

$$A = n \sin \varphi \tag{3.4}$$

în care : n este indicele de refracţie al mediului dintre probă şi obiectiv ($n=1$ pentru aer şi $n=1{,}5$ pentru ulei de cedru) ; φ jumătate din unghiul deschiderii conului de lumină.

Calitatea obiectivului este mai ridicată dacă n şi φ au valoare mare. Din motive de fabricaţie, valoarea cea mai mare pentru φ este de 72°.

Puterea de separare, reprezintă de fapt finețea redării detaliilor de către un sistem optic. Puterea de separare d este caracterizată prin distanţa minimă dintre două puncte din obiect, care apar distinct în imagine. Puterea de separare se calculează cu relaţia :

$$d = \frac{\lambda}{2A} = \frac{\lambda}{2n \sin \varphi}, \ \mu m, \tag{3.5}$$

în care λ este lungimea de undă a luminii folosite, μm.

Puterea de separare a microscopului metalografic în cazul folosirii luminii albe ($\lambda=0{,}6\ \mu m$; $n=1.5$ pentru ulei de cedru ; $\varphi=90°$, valoare maximă teoretică) este :

$$d = \frac{0{,}6}{2 \cdot 1{,}5 \cdot 1} = 0{,}2\ \mu m.$$

Puterea de separare a ochiului omenesc este $d_1=0{,}3$ mm şi ca atare mărirea totală a microscopului va fi :

$$M_v = \frac{d_1}{d} = \frac{0{,}3}{0{,}2 \cdot 10^{-3}} = 1\,500.$$

Acest prag poate fi depăşit, dacă se utilizează lumina ultravioletă.

Adîncimea de pătrundere sau puterea de separare verticală reprezintă posibilitatea obiectivului de a reda clar imaginea unor puncte ce se găsesc în plane diferite. Puterea de separare verticală este invers proporţională cu mărirea şi apertura, de unde rezultă că examinarea microscopică la măriri mari trebuie făcută pe probe slab atacate cu reactivi metalografici.

3.1.2. Microscopul electronic

3.1.2.1. Calităţile microscopului electronic. Dat fiind limitele microscopului optic şi necesitatea cunoaşterii unor detalii ale structurii metalelor şi aliajelor metalice, se foloseşte în loc de raze luminoase un fascicul de electroni.

Lungimea de undă asociată electronilor se calculează cu relaţia :

$$\lambda = \frac{h}{mv}, \tag{3.6}$$

în care h este constanta Planck ; mv — impulsul electronului.

Scanned with OKEN Scanner

Accelerînd un fascicul de raze catodice sub diferenţa de potenţial V, energia imprimată va fi:

$$\frac{1}{2} mv^2 = eV.$$

Dacă $e = 4{,}802 \cdot 10^{-10}$ ues; $m = 9{,}108 \cdot 10^{-28}$ g; $h = 6{,}625 \cdot 10^{-27}$ erg·s atunci:

$$\lambda = \sqrt{\frac{150}{V}}, \text{ Å}. \tag{3.7}$$

Diferenţa de potenţial folosită este de obicei de 50 kV şi ca atare $\lambda = 0{,}05$ Å.

Puterea de separare, depinzînd de lungimea de undă şi de apertura lentilelor folosite va fi de 4 ... 5 Å $\left(d = \frac{0{,}61\,\lambda}{\alpha_0}\right.$, în care λ este lungimea de undă a fasciculului de electroni; α_0 – apertura lentilei$\left.\right)$.

Puterea de mărire utilă a microscopului electronic:

$$M_e = \frac{d_1}{d} = \frac{0{,}1 \ldots 0{,}3}{(4 \ldots 5) \cdot 10^{-7}} = (250 \ldots 600) \cdot 10^3. \tag{3.8}$$

Microscoapele electronice pot fi: cu reflexie, prin transmisie, ionice etc. Microscopul electronic cu reflexie are o putere de separare mai mică, dat fiind faptul că electronii reflectaţi nu sînt riguros monocinetici şi dau loc la aberaţii cromatice importante. Microscopul electronic prin transmisie are o utilizare largă şi în metalografie. Fluxul de electroni străbate proba de examinat contrastul imaginii formîndu-se datorită absorbţiei inegale de electroni de zonele probei în funcţie de grosimea ei. Microscoapele electronice prin transmisie permit examinarea eşantioanelor foarte subţiri şi de slabă putere absorbantă Din acest motiv se recurge la tehnici speciale pentru pregătirea probei metalografice. În principiu microscopul electronic prin transmisie este analog cu microscopul optic (fig. 3.1). Constructiv microscopul electronic are aspectul din figura 3.2.

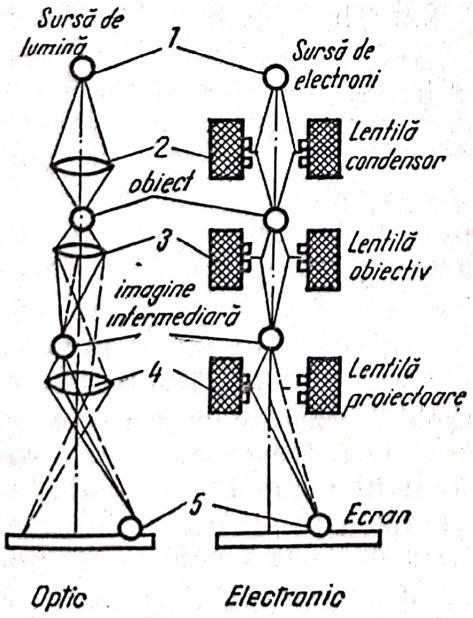


Fig. 3.1. Schema de principiu a microscopului electronic prin transmisie.

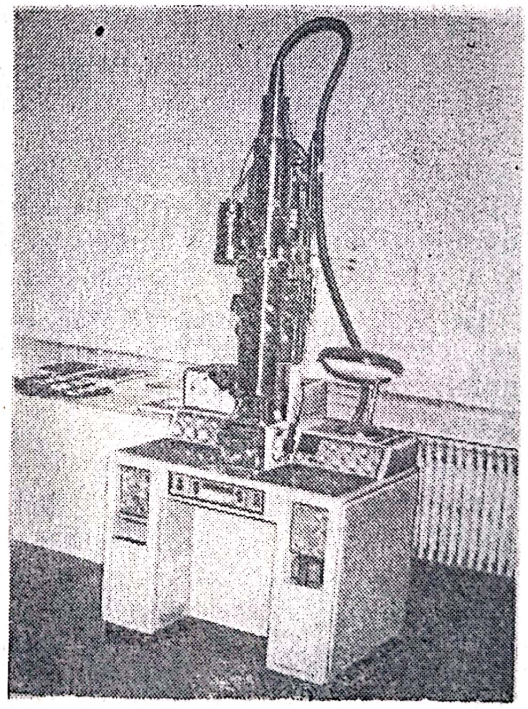


Fig. 3.2. Microscop electronic.

Sistemul de emisie se compune dintr-o sursă de electroni, o instalație care să creeze un cîmp electronic accelerator (50 ... 1 000 kV), lentile condensor pentru focalizarea fasciculului de electroni.

Pentru formarea imaginii se folosesc lentile electronice obiectiv și proiectoare, care acționează asupra fluxului de electroni ca și lentilele optice asupra razei luminoase.

Pentru a face imaginea perceptibilă ochiului, aceasta se proiectează pe ecrane fluorescente (de obicei acoperite cu sulfură de Zn). Imaginea se înregistrează pe plăci sau filme fotografice.

Electronii fiind absorbiți de aer este necesar de a se lucra sub vid înaintat (10^{-5} mm Hg). Realizarea acestui vid se face cu ajutorul unei pompe rotative cu ulei și a unei pompe de difuziune cu ulei.

3.1.2.2. **Pregătirea probelor și a replicelor.** Pentru a cerceta structura metalelor și aliajelor se recurge la o tehnică specială cunoscută sub denumirea de metoda replicelor. Pregătirea suprafeței eșantionului se face prin același procedeu ca și în cazul microscopiei optice. Atacul chimic trebuie să nu fie prea profund deoarece provoacă greutăți la desprinderea replicelor.

În principiu se ia o amprentă, un mulaj de pe suprafața eșantionului cu ajutorul unui film de grosime medie 100 ... 300 Å.

Există mai multe metode de a forma replica suprafețelor de cercetat și anume :

– amprente formate prin oxidarea suprafeței de cercetat și apoi desprinderea acestui strat de oxid. Metoda are aplicații la aluminiu și aliajele lui.

– amprente formate prin întinderea pe suprafața eșantionului a unei soluții diluate de masă plastică. Se întinde uniform pe suprafața pregătită a eșantionului soluția de masă plastică și evaporîndu-se solventul, rămîne un film care reproduce relieful suprafeței.

Cele mai folosite mase plastice sînt : soluția de colodiu în acetat de amil cu concentrația 0,5 ... 1%, soluție de formvar în dioxan cu concentrația 0,75 ... 1% etc.

După ce s-a format filmul de masă plastică pe suprafața eșantionului, se așază peste acesta o grilă cu diametru 2 ... 3 mm, se acoperă cu o picătură de soluție de colodiu și se lasă să se usuce. Se taie filmul suport în jurul grilei și se detașează ușor cu penseta.

Replica se așază într-un vas de sticlă pe o sită cu filmul de formvar în sus, se dizolvă colodiu, rămînînd pe grilă doar mulajul suprafeței eșantionului.

O replică trebuie să aibă o rezoluție bună, o grosime uniformă și să reproducă fidel profilul suprafeței de cercetat. Replica nu trebuie să aibă structură proprie.

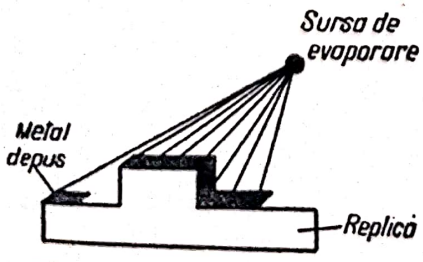


Fig. 3.3. Umbrirea replicii.

Pentru a se obține contrastul imaginii se va proceda la umbrirea replicii. Umbrirea se face evaporînd sub vid înaintat 10^{-4} mm Hg un metal greu (crom, paladiu, germaniu, platin, aur, uraniu), care se condensează și se depune pe suprafața replicii.

Vaporii metalici se depun de preferință pe unele părți ale replicii și le scot astfel în evidență (fig. 3.3).

Scanned with OKEN Scanner

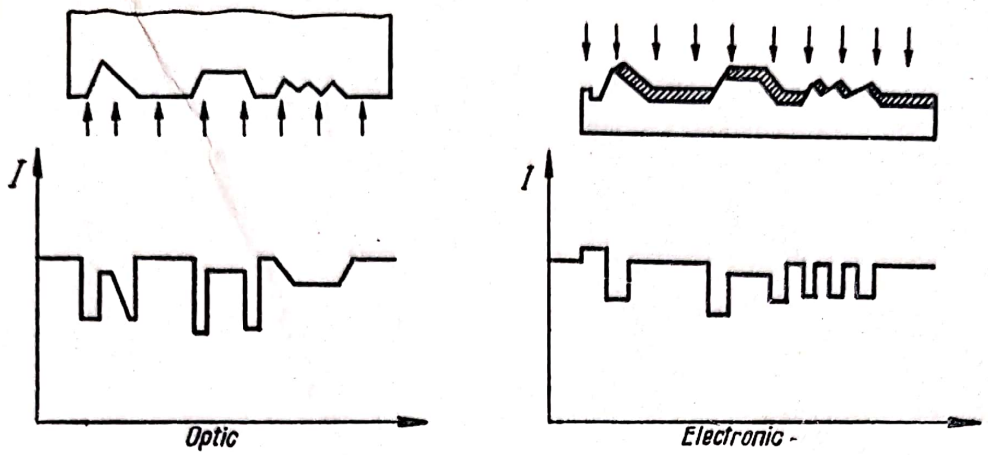


Fig. 3.4. Variaţia intensităţii luminoase în cazul cercetării metalografice optice şi electronice.

Aşezarea replicii faţă de sursa de evaporare se face sub diferite unghiuri spre a se realiza maximum de contrast. De obicei se face umbrirea sub unghiuri de 15 ... 20° şi distanţa 10 ... 12 cm. Calitatea umbririi depinde de natura metalului, viteza de evaporare, cantitatea metalului depus, unghiul de umbrire şi distanţa între sursă şi replică. Grosimea stratului depus variază între 10 ... ... 100 Å.

3.1.2.3. **Interpretarea microfotografiilor electronice.** La un microscop, în ultimă analiză, nu poate exista o imagine, dacă ochiul nu percepe intensităţi diferite ale diverselor puncte ale obiectivului, adică dacă nu există un contrast.

La un microscop electronic prin transmisie, dacă un fascicul de electroni traversează o replică, se produce o absorbţie de electroni, dar aceasta nu creează contrastul. Electronii traversînd replica difuzează şi diminuează local intensitatea fasciculului incident şi numărul electronilor este în legătură directă cu natura şi grosimea replicii în acel punct. Aceşti electroni difuzînd creează un fond continuu important care influenţează contrastul general al imaginii. De fapt, lipsa de contrast reduce adesea valoarea practică a replicii. Pentru a mări acest contrast se face umbrirea replicii şi se plasează şi o diafragmă de contrast în lentila obiectiv.

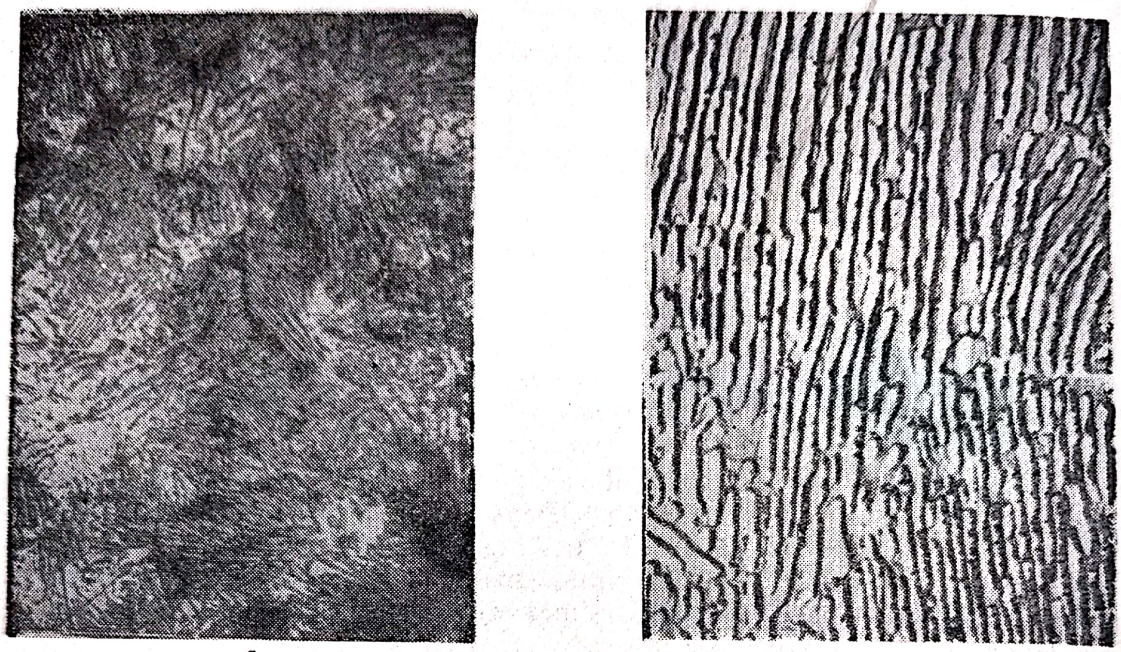
Pentru a interpreta microfotografiile electronice se va face o comparaţie între variaţia intensităţii luminoase la cercetarea optică şi electronică a suprafeţei unui eşantion (fig. 3.4).

Din analiza intensităţii luminoase I se observă că microfotografiile se pretează la aceeaşi interpretare, în plus cele electronice dau mai multe detalii, dat fiind puterea de separare a microscopului electronic mult mai mare decît a celui optic.

Microscopul electronic poate fi aplicat la studiul constituenţilor structurali, a precipitaţiilor, punînd în evidenţă detalii care scapă microscopului optic.

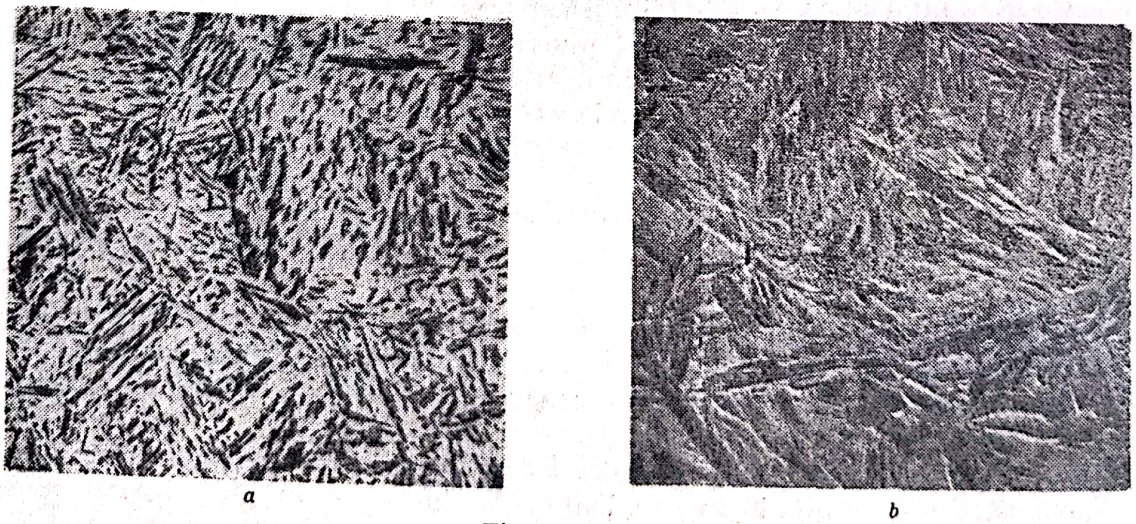
Spre a uşura şi mai mult interpretarea micrografiilor electronice, se reproduce o structură perlitică (fig. 3.5) şi una bainitică (fig. 3.6) realizate prin microscopie optică şi electronică.

Scanned with OKEN Scanner



a *b*

Fig. 3.5. Perlită :
a — M.O.×500; *b* — M.E.×3 000.



a *b*

Fig. 3.6. Bainită :
a — M.O.×1 000 ; *b* — M.E.×3 000.

Scanned with OKEN Scanner

Razele X sînt radiaţii electromagnetice de aceeaşi natură ca şi lumina, dar cu lungime de undă mult mai mică. Razele X folosite în radiocristalografie au lungimea de undă 1 ... 2 Å, de acelaşi ordin de mărire ca şi constantele reticulare ale reţelei cristaline.

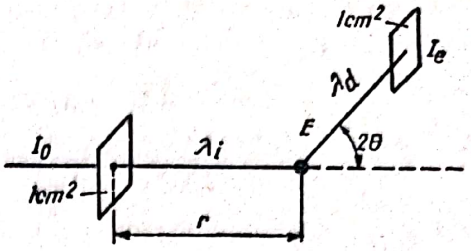


Fig. 3.7. Intensitatea razei X difractate de un electron.

Un fascicul de raze X monocromatice cu lungimea de undă de intensitate I_0/cm^2 întîlneşte un electron izolat E, la distanţa r se va difracta sub unghiul 2θ şi va avea intensitatea I_e care se calculează cu formula lui Thomson (fig. 3.7):

$$I_e = 7{,}94 \cdot 10^{-26} \frac{I_0}{r^2} \frac{1+\cos^2 2\theta}{2}; \tag{3.9}$$

Dacă se înlocuieşte electronul izolat cu un atom izolat, intensitatea radiaţiei difractate va fi:

$$I = f_\lambda^2 I_e. \tag{3.10}$$

Factorul f_λ^2 este caracteristic atomului radiat şi depinde de $\sin\theta/\lambda$ şi se numeşte *factor de structură al atomului*. Acest factor are valoare egală cu numărul atomic, pentru $\theta = 0$ şi are valoare mai mică, cînd raportul $\sin\theta/\lambda$ creşte. Dacă în loc de un singur atom se plasează în fasciculul de raze X o probă (un edificiu de atomi), fiecare atom va fi sursa unei radiaţii difractate. Toate aceste radiaţii fiind coerente sînt susceptibile de interferare.

Unda difractată şi observată într-o direcţie dată va fi rezultatul suprapunerii undelor elementare difractate de fiecare atom. Intensităţile undelor elementare fiind foarte slabe, unda difractată nu va fi observată decît dacă va exista o interferare a undelor difractate de diferiţi atomi.

Dacă atomii sînt repartizaţi în mod dezordonat, ca într-un lichid sau corp amorf, interferarea nu se realizează decît parţial. Din contră, la corpurile cristaline aranjamentul regulat al atomilor face posibilă interferarea şi obţinerea unor fenomene de difracţie intensă.

3.2.1. Condiţia de interferenţă a razelor X difractate. Relaţia lui Bragg

Pentru a stabili condiţiile de interferenţă, se vor cerceta condiţiile acordului de fază între undele elementare difractate de atomii cristalului. Se va considera cristalul sub forma unor reţele de plane cristalografice paralele şi echidistante supuse radiaţiei (fig. 3.8).

Fie o rază monocromatică incidentă S_0 făcînd un unghi θ cu planul cristalografic considerat P_1. Raza difractată va fi în direcţia razei reflectate S.

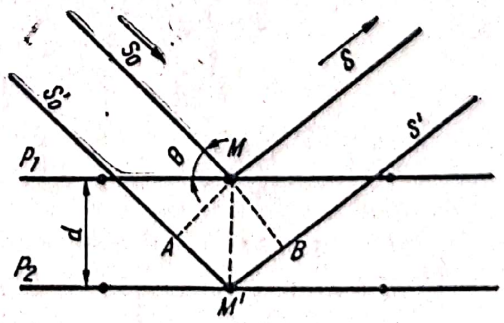


Fig. 3.8. Difracţia razelor X de atomi situaţi în plane cristalografice diferitei

Pentru a se produce interferența razelor difractate S și S', trebuie ca diferența de drum între ele să fie proporțională cu lungimea de undă:

$$AM'+M'B=d\sin\theta+d\sin\theta=2d\sin\theta$$

$$n\lambda=2d\sin\theta, \tag{3.11}$$

n fiind un număr întreg care definește *ordinul reflexiei*.

Cristalul poate reflecta razele X, dar contrar a ceea ce se petrece în optică, această reflexie nu este sesizată decît pentru anumite unghiuri de incidență bine determinate (θ fiind funcție de λ și d).

Se precizează că difracțiile corespunzătoare lui $n=1, 2, 3 \ldots n$ sînt numite difracții de ordinul 1, 2, 3 ... n. Luînd în considerare difracțiile de primul ordin se poate scrie simplificat relația lui B r a g g:

$$\lambda=2d\sin\theta. \tag{3.12}$$

3.2.2. Determinarea distanței între planele cristalografice

Determinarea acestei distanțe se face prin metoda D e b y e – S c h e r r e r care se poate aplica atît pudrelor cît și solidelor compuse dintr-un număr mare de cristale.

În principiu se iradiază un eșantion (sau pudră) cu un fascicul de raze X monocromatice cu o lungime de undă cunoscută și razele difractate sînt fotografiate. Schema de lucru a instalației este cea din figura 3.9.

Se consideră planul cristalografic (hkl) care iradiat cu raze X îndeplinește relația lui B r a g g:

$$\sin\theta=\frac{\lambda}{2d}\cdot \tag{3.13}$$

În probă se află un număr mare de cristale ale căror plane cristalografice (hkl) fac cu raza incidentă unghiul 2θ (fig. 3.10) și care dau razele difractate sub unghiul 2θ. Cristalele din probă sînt orientate în diferite direcții, razele

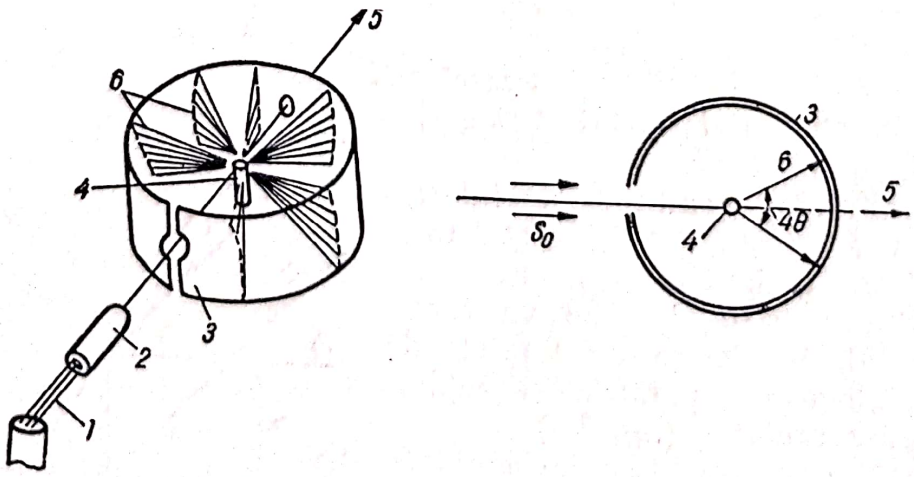


Fig. 3.9. Metoda D e b y e - S c h e r r e r. Schema de principiu:
1 – sursa de raze X; 2 – diafragmă; 3 – film circular; 4 – probă;
5 – raza incidentă prelungire; 6 – raze difractate de planul (hkl).

Scanned with OKEN Scanner

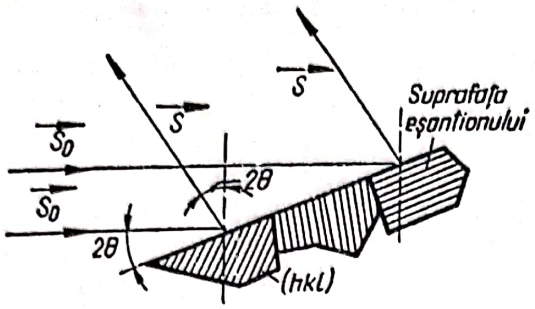
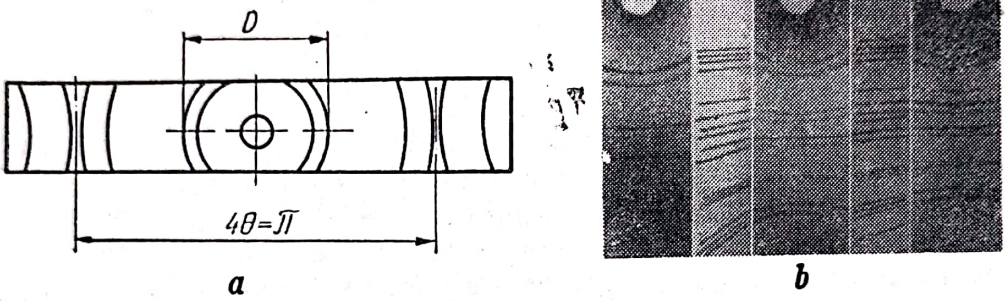
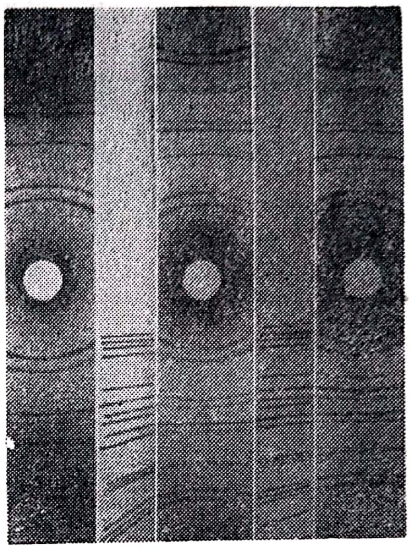


Fig. 3.10. Difracția razelor X de o familie de plane cristalografice.



a



b

Fig. 3.11. Debyegramă:
a — schemă; *b* — imagine.

difractate de planele cristalografice acoperă suprafața unui con de revoluție avînd ca ax fasciculul incident și unghiul de vîrf egal cu 4θ.

Pentru a înregistra aceste raze difractate se pune un film fotografic circular a cărui axă normală la raza incidentă coincide cu axa eșantionului. Conul de raze difractate întîlnește filmul circular și determină pe el o serie de franjuri de interferență. În cazul unghiurilor θ mici aceste franjuri înconjoară traiectoria fasciculului incident, iar pentru unghiuri $4\theta=\pi$ conul se reduce la un plan normal fasciculului incident și marchează pe film drepte paralele cu generatoarea acestuia. Pe film apar astfel cercuri sau porțiuni din cercuri (fig. 3.11).

Dacă proba este plasată la distanța R de film și se măsoară diametrul primului cerc pe film, se poate scrie:

$$D=4R\theta. \tag{3.14}$$

Din această relație se poate determina valoarea unghiului θ. Cunoscînd valoarea unghiului θ se calculează distanța d între planele cristalografice:

$$d=\frac{\lambda}{2\sin\theta}.$$

Pentru a se obține o repartizare de manieră regulată și continuă a razelor difractate se face rotirea probei în timpul iradierii. Astfel, în cursul rotirii, cristalele sînt aduse succesiv într-o poziție convenabilă pentru ca razele X să facă unghiul 2θ cu planul cristalografic cercetat. Numărul de cristale care intervin pentru a da raza de difracție pe conul de unghiul 4θ este considerabil mai mare decît în cazul imobilizării probei și cercurile apar mai bine conturate pe filmul fotografic. Se vor iradia planele cristalografice cu densitate maximă de atomi, plane specifice fiecărui sistem cristalin.

Scanned with OKEN Scanner

3.2.3. Determinarea punctului critic al transformării alotropice

Fierul pur are sub 1 183 °K (910 °C) o structură cubică centrată (Feα) şi peste această temperatură o structură cristalină cubică cu feţe centrate (Feγ).

Examinînd prin metoda Debye-Scherrer un eşantion din fier pur, se va observa pe măsura ridicării temperaturii dispariţia razelor Feα şi apariţia razelor Feγ. Temperatura la care dispar razele Feα şi apar cele ale Feγ indică punctul critic al transformării alotropice.

Actualmente instalaţiile de cercetare sînt prevăzute cu contoare Geiger caracteristice pentru detectarea razelor Feα şi a celor de Feγ. Montajul cu două contoare permite să se determine cu precizie dispariţia primei radiaţii şi apariţia celei de a doua.

3.2.4. Determinarea limitei de solubilitate

Se ia un sistem de aliaje format din metalele A şi B, a căror diagramă de echilibru prezintă o limită de solubilitate (fig. 3.12), direcţia xy.

Se prepară mai multe aliaje cu conţinuturi crescătoare în B şi se omogenizează cu atenţie prin aplicarea unor tratamente termice. Se încălzesc la temperatura T_0, se menţin timp îndelungat şi apoi se călesc (se răcesc brusc în apă). Călirea are ca scop fixarea stării structurale în care se găsesc eşantioanele la temperatura T_0, spre a se evita examenul lor la temperaturi ridicate.

Cînd aliajul are o singură fază α, constantele reticulare cresc sau scad în funcţie de conţinutul în B. Aceasta se observă examinînd deplasarea razelor Debye-Scherrer corespunzătoare fazei α de o parte şi de alta a traiectului razei incidente (D variază cu θ sau mai corect cu $4R\theta$).

În momentul cînd apare o a doua fază β, faza α va avea o compoziţie constantă şi ca atare constantele ei reticulare au o valoare constantă, razele Debye-Scherrer corespunzătoare fazei α au o poziţie fixă. Punctele experimentale se repartizează pe o dreaptă înclinată (cînd solubilitatea lui B variază) şi o dreaptă orizontală cînd apare şi faza β pe lîngă α (adică B nu mai este solubil în A).

Intersecţia celor două drepte indică limita de solubilitate, a lui B în A la temperatura T_0 (m, fig. 3.12).

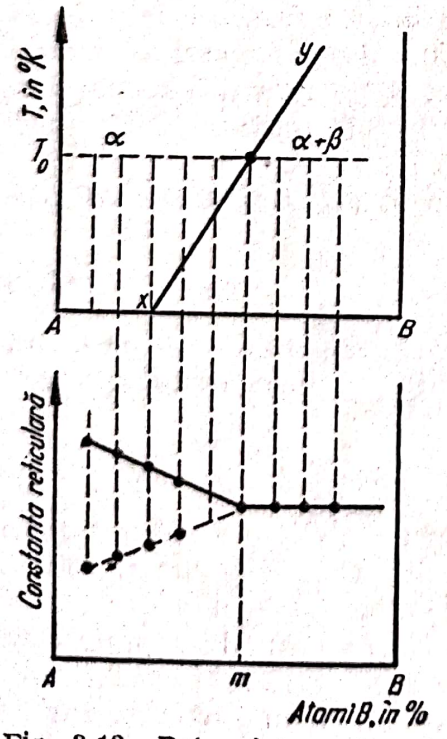


Fig. 3.12. Determinarea limitei de solubilitate.

3.2.5. Determinări cantitative ale constituenţilor structurali

Determiarea cantitativă a constituenţilor structurali se bazează pe principiul că intensitatea radiaţiei difractate este proporţională cu volumul fracţiunii fazei care o provoacă. Între intensitatea radiaţiei difractate şi volumul fazei ce o provoacă există relaţia :

$$I = KRVA\,(\theta), \qquad (3.15)$$

Scanned with OKEN Scanner

în care : I este intensitatea radiației difractate ; $A=f(\theta)$, factorul de absorbție al probei ; θ — unghiul de difracție ; V — volumul fazei difractată de razele X ; $R=f(v, F, p, e^{2M}, L)$, un coeficient ce depinde de volumul celulei cristaline, de structură, de temperatură, de polarizare etc.

Considerînd că structura este formată din două faze α și γ și că $V_\alpha+V_\gamma=100$ se poate determina proporția fiecăreia utilizînd un sistem de ecuații :

$$\begin{aligned} K_\alpha I_{\alpha 1}+K_\gamma I_{\gamma 1}&=100\\ K_\alpha I_{\alpha 2}+K_\gamma I_{\gamma 2}&=100\\ K_\alpha I_{\alpha n}+K_\gamma I_{\gamma n}&=100, \end{aligned} \qquad (3.16)$$

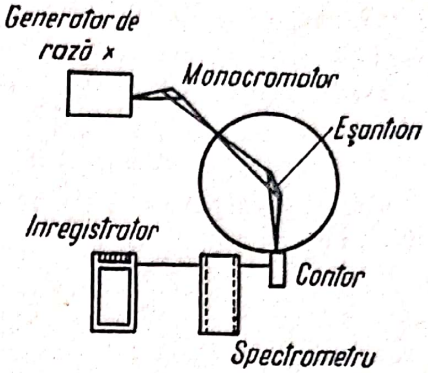


Fig. 3.13. Difractometru. Schema de principiu.

în care : $I_{\alpha 1}\ldots I_{\alpha n}$; $I_{\gamma 1}\ldots I_{\gamma n}$ sînt determinate din roentgenograme.

Determinarea valorii medii a coeficienților K_α și K_γ se face ușor folosind metoda celor mai mici pătrate.

Cunoscînd valoarea medie a coeficienților K_α și K_γ se poate determina proporția fazelor din relațiile :

$$\begin{aligned} V_\gamma&=K_\gamma I_\gamma\\ V_\alpha+V_\gamma&=100. \end{aligned} \qquad (3.17)$$

Iradierea cu raze X a eșantioanelor se face la un difractometru, a cărui schemă de principiu este prevăzută în figura 3.13. Se înregistrează intensitățiile radiațiilor pentru probele de cercetat iradierea făcîndu-se pe planele cu densitate maximă de atomi. De exemplu, în cazul unei structuri formată din martensită și austenită reziduală, iradierea se face pe planele cristalografice $(311)_\gamma$ $(220)_\gamma$ și $(211)_\alpha$ sub diferite unghiuri θ corespunzătoare.

Variația intensității acestor radiații pentru un oțel cu 0,31% C, 9% Ni, călit de la 1 093 °K și răcit cu 70 °K/min. este redată în figura 3.14.

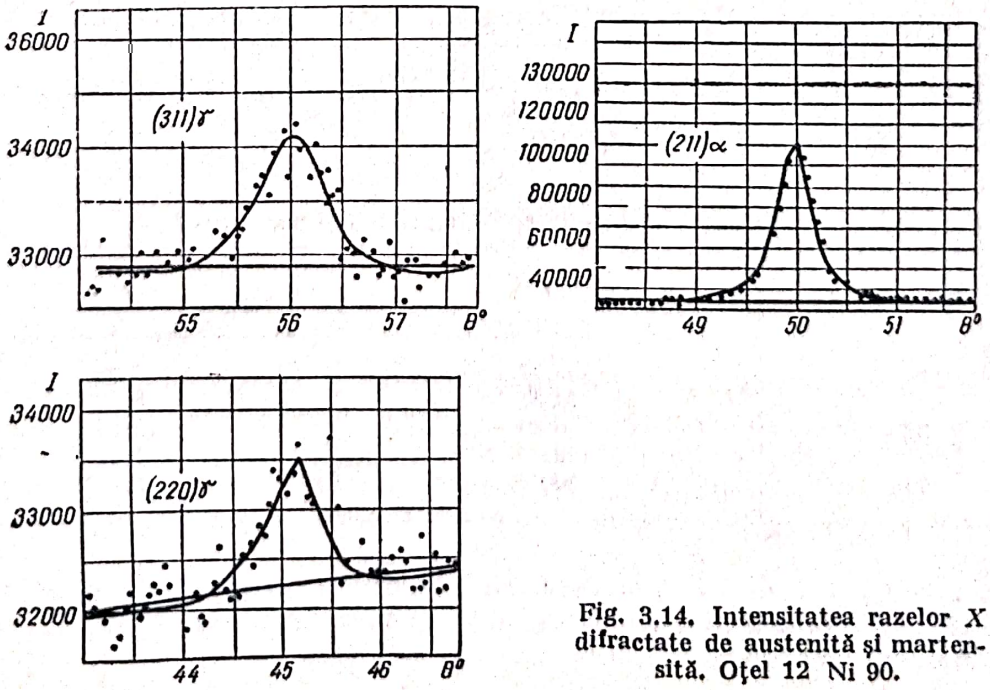


Fig. 3.14. Intensitatea razelor X difractate de austenită și martensită. Oțel 12 Ni 90.

Scanned with OKEN Scanner

Valoarea intensităţilor integrate se stabileşte prin planimetrarea suprafeţelor de sub *picul* curbelor.

Între intensităţile integrate pentru cele două plane cristalografice ale austenitei Feγ (C) nu trebuie să existe o diferenţă care să depăşească 30%. În caz contrar se reiau măsurătorile.

Pentru ilustrare se prezintă cîteva rezultate pentru oţelul sus amintit în tabelul 3.1.

Tabelul 3.1

Intensitatea razelor difractate

Oţel	Nr. eşantionului	V_r, °K/min	$I_{(311)\gamma}$	$I_{(220)\gamma}$	$I_{(211)\alpha}$	$\frac{I_{(311)\gamma}+I_{(220)\gamma}}{2}$
0,9	1	2,56	0,823	0,904	81,733	0,864
	2	70	1,81	1,75	80,433	1,780
	3	250	2,362	1,778	76,00	2,07
	4	382	1,810	1,150	78,5	1,48
	5	1 386	0,808	0,720	81,8	0,764

Luînd în considerare aceste valori se scriu relaţiile :

$$K_\alpha+0{,}01156\ K_\gamma=1{,}22$$

$$K_\alpha+0{,}022\ K_\gamma=1{,}24$$

$$K_\alpha+0{,}0272\ K_\gamma=1{,}312$$

$$K_\alpha+0{,}0189\ K_\gamma=1{,}27$$

$$K_\alpha+0{,}00931\ K_\gamma=1{,}21$$

şi se determină apoi valoarea medie a coeficienţilor de proporţionalitate $K_\alpha=1{,}159$ şi $K_\gamma=4{,}903$.

Rezultă astfel pentru fiecare eşantion în parte proporţiile de martensită α' şi austenită reziduală γ_r (tabelul 3.2).

Tabelul 3.2

Cantitatea de austenită reziduală şi martensită

Nr. eşantionului	$V_{\alpha'}$ %	$V_{\gamma'}$ %
1	95,77	4,23
2	91,30	8,70
3	89,86	10,14
4	92,75	7,25
5	96,25	3,75

Prin aceeaşi metodică se pot determina valorile cantitative ale oricăror constituenţi structurali, ţinînd seama ca iradierea să se facă asupra planelor cu densitate maximă de atomi.

Scanned with OKEN Scanner

3.3. ANALIZA MAGNETICĂ

Materialele feromagnetice prezintă următoarele caracteristici: își păstrează magnetizarea după ce a încetat acțiunea cîmpului magnetic exterior, permeabilitatea magnetică μ și susceptibilitatea magnetică $\varkappa$ variază cu temperatura și cu intensitatea cîmpului magnetic H. Se remarcă în general scăderea permeabilității magnetice μ și a susceptibilității magnetice $\varkappa$, pe măsura creșterii temperaturii sau a intensității cîmpului magnetic exterior H (fig. 3.15).

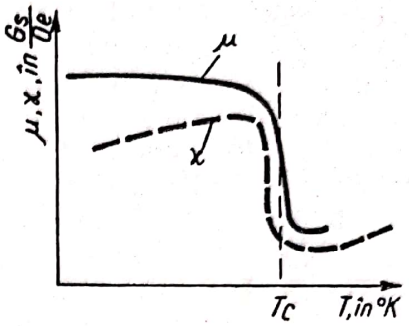


Fig. 3.15. Variația permeabilității magnetice μ și a susceptibilității magnetice $\varkappa$ cu temperatura.

Susceptibilitatea magnetică se determină prin relația:

$$\varkappa = \frac{I}{H}, \text{ Gs/Oe}, \qquad (3.18)$$

unde I este intensitatea de magnetizare, Gs; H — cîmpul magnetic, Oe.

Permeabilitatea magnetică se determină prin relația:

$$\mu = \frac{B}{H}, \text{ Gs/Oe} \qquad (3.19)$$

unde B este densitatea de flux magnetic a materialului sau inducția magnetică, Gs.

Inducția magnetică B este legată de intensitatea de magnetizare prin relația:

$$B = H + 4\pi I \qquad (3.20)$$

Rezultă că:

$$\mu = 1 + 4\pi\varkappa. \qquad (3.21)$$

În funcție de susceptibilitatea magnetică materialele se împart în: diamagnetice ($\varkappa = -10^{-6}$ Gs/Oe); paramagnetice ($\varkappa = +10^{-2} \ldots 10^{-6}$ Gs/Oe); feromagnetice ($\varkappa = +10 \ldots 10^{5}$ Gs/Oe).

O particularitate importantă a materialelor feromagnetice o constituie fenomenul de hysterezis. Acest fenomen constă în faptul că intensitatea de magnetizare I, deci și inducția magnetică B depind atît de valoarea momentană a intensității cîmpului exterior H, cît și de valoarea pe care a avut-o anterior. Reprezentarea grafică (fig. 3.16) a inducției magnetice B în funcție de cîmpul magnetizant exterior H, arată că la prima magnetizare se obține curba OA. Punctul A corespunde magnetizării de saturație B_S la un cîmp exterior de valoare H_1. Micșorînd intensitatea cîmpului H după ce s-a atins valoarea magnetizării de saturație, atunci se va obține o nouă ramură a curbei AB_1 și pentru $H=0$ magnetizarea nu dispare și se păstrează o magnetizare remanentă reprezentată

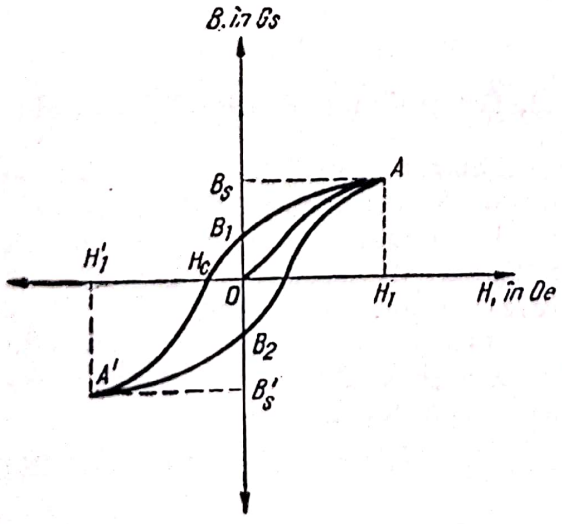


Fig. 3.16. Variația $B=f(H)$.

prin segmentul OB_1. Pentru a face să dispară această magnetizare trebuie inversat cîmpul magnetizant H şi se observă că atunci cînd $H=H_0$ valoarea lui B va fi zero. Cîmpul magnetic H_c poartă denumirea de cîmp coercitiv. Crescînd tot mai mult valoarea cîmpului magnetic H în sens opus se naşte o magnetizare ce variază după curba OA', putîndu-se ajunge de asemenea la saturaţie pentru $H=H_1'$. Variind valorile cîmpului magnetizant într-un sens sau altul se obţin cele două ramuri ale curbei AB_1A' şi $A'B_2A$ şi ciclul de hysterezis se închide. Aria ciclului de hysterezis reprezintă energia electromagnetică disipată.

Materialele feromagnetice dau curbe de hysterezis diferite în funcţie de compoziţia lor chimică şi în funcţie de natura constituenţilor structurali.

Cunoscînd valoarea proprietăţilor magnetice ale unor metale sau aliaje se pot face precizări asupra proprietăţilor mecanice cît şi asupra naturii şi cantităţii fazelor dintr-o structură.

3.3.1. Determinarea punctelor critice ale transformării de fază

Urmărind variaţia proprietăţilor magnetice în funcţie de temperatură se pot evidenţia punctele critice ale transformării. De exemplu, la un oţel slab aliat (0,25% C; 3% Cr şi 0,4% Mo) înregistrînd curba de variaţie a magnetizării la încălzirea şi răcirea constantă a probei (fig. 3.17), viteza de încălzire şi răcire fiind 4 °C/min. se observă:

— micşorarea bruscă a proprietăţilor magnetice la temperatura de 1 023 °K (750 °C — punctul Curie), segmentul bc;

— încălzirea în continuare modifică în foarte mică măsură magnetizarea, în structură apar cantităţi din ce în ce mai mari de austenită, care-i un constituent cu proprietăţi paramagnetice;

— la răcirea probelor austenita se va transforma în produse de tip perlitic, bainitic, martensitic, structuri care au proprietăţi feromagnetice.

Punctele de inflexiune apărute pe curba de magnetizare dau indicaţii asupra începutului şi sfîrşitului acestor transformări. Astfel $c'b'$ — 983 °K (710 °C) şi 873 °K (600 °C) marchează transformarea austenitei în ferită + perlită iar $d'e'$ — 693 °K (420 °C) şi 573 °K (300 °C) indică transformarea austenitei în bainită, respectiv martensită.

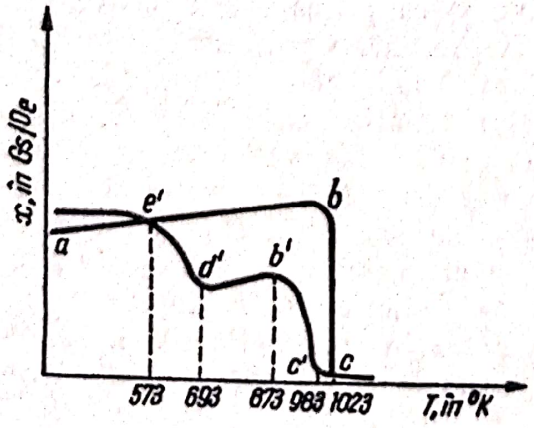


Fig. 3.17. Transformări de fază evidenţiate cu ajutorul proprietăţilor magnetice.

3.3.2. Determinarea cantitativă a fazelor

Determinarea cantitativă a fazelor se bazează pe legătura dintre saturaţia magnetică şi volumul fazei feromagnetice. Magnetizarea de saturaţie, depinde de cantitatea şi natura fazelor.

Dacă într-un material sînt prezente două faze α şi β, din care una este paramagnetică β atunci:

$$I_s V = I_{s\alpha} V_\alpha; \qquad (3.21)$$

$$x = \frac{V_\alpha}{V} 100 = \frac{I_s}{I_{s\alpha}} 100,$$

Scanned with OKEN Scanner

în care : V este volumul corpului ; I_s — magnetizarea de saturaţie a corpului ; $I_{s\alpha}$ — magnetizarea de saturaţie a fazei α ; V_α — volumul fazei α ; x — procentul de fază α din structură.

Pentru a calcula volumul de fază se aplică relaţiile :

$$100-\beta=\frac{I_s}{I_{s\alpha}}100\ ; \qquad (3.22)$$

$$\beta=\frac{I_{s\alpha}-I_s}{I_{s\alpha}}100.$$

Se precizează că magnetizarea de saturaţie a unei faze depinde de gradul ei de aliere cu elemente.

Posibilităţile de folosire ale analizei magnetice sînt mult mai vaste, se consideră însă că exemplele date sînt edificatoare.

3.4. ANALIZA TERMICĂ

Metoda se bazează pe studierea transformărilor de fază cu ajutorul efectului termic ce le însoţeşte.

La încălzirea sau răcirea unui metal sau aliaj se constată pe curbele de încălzire, respectiv răcire, o anomalie cauzată de faptul că transformările de fază sînt întotdeauna însoţite de absorbţie sau cedare de căldură, ca urmare a schimbării poziţiei atomilor din nodurile reţelei cristaline.

Se consideră că un metal topit are temperatura T_l şi că este supus răcirii într-un mediu care are temperatura T_m. Pierderea de căldură în unitatea de timp se admite că este proporţională cu diferenţa de temperatură : $T=T_l-T_m$, °K ;

$$dQ=KTdt, \qquad (3.23)$$

în care: dQ este pierderea de căldură, J ; dt — timpul în care se stabileşte echilibrul termic ; K — coeficient de proporţionalitate.

Pierderea de căldură a metalelor poate fi exprimată şi prin relaţia ;

$$dQ=-cdT, \qquad (3.24)$$

în care : c este căldura specifică (constantă) J/kg °K ; dT — variaţia de temperatură, °K. Egalînd cele două ecuaţii se obţine :

$$KTdt=-cdT$$

$$\frac{dT}{T}=-\frac{K}{c}dt.$$

Integrînd pentru intervalul $T_l \ldots T_m$ se obţine valoarea :

$$T_m=Te^{-\frac{K}{c}t}. \qquad (3.25)$$

Reprezentarea grafică a acestei ecuaţii (fig. 3.18) este o exponenţială şi curba poartă denumirea de *curbă de răcire* (respectiv încălzire).

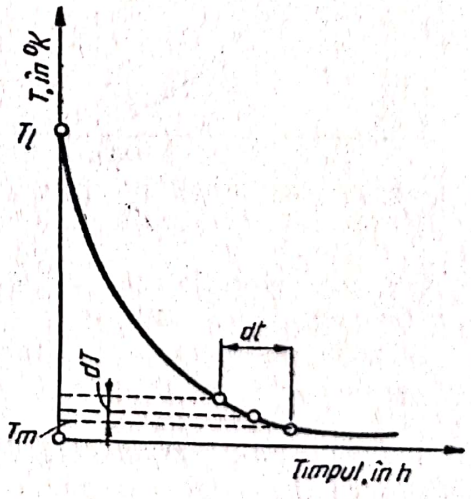


Fig. 3.18. Curba teoretică la răcire.

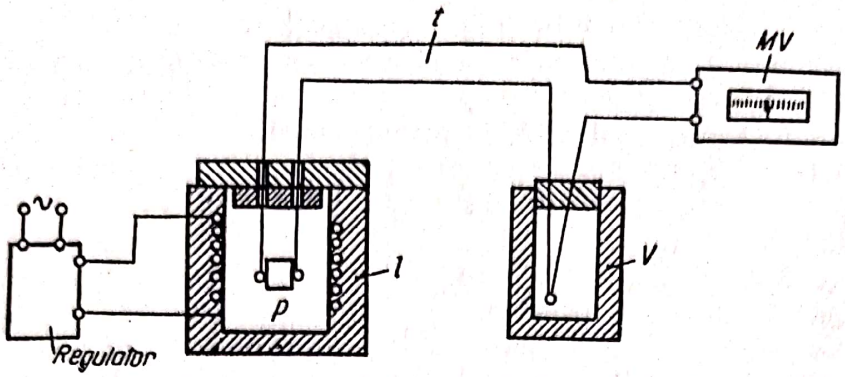


Fig. 3.19. Schema instalației pentru analiza termică simplă.

La răcirea metalelor pure sau a aliajelor datorită unor transformări fazice pe curba de răcire, respectiv încălzire, vor apare inflexiuni la temperaturile critice.

Stabilirea curbelor reale de încălzire respectiv răcire se face cu ajutorul analizei termice. Ca metodă de lucru analiza termică e folosită din 1903 (G. T a m m a n) și poate fi de două feluri:

3.4.1. Analiza termică directă (simplă)

Aceasta constă din urmărirea varierii temperaturii directe a materialelor în timpul încercării. Schema principială a instalației este arătată în figura 3.19.

Proba de cercetat *p* are sudată pe ea termocuplu *t* și este introdusă într-o instalație de încălzire *I*. Sudura rece a termocuplei este introdusă într-un vas *V*, în care se menține temperatura constantă. Variația forței electromotoare ce ia naștere ca urmare a varierii temperaturii probei se înregistrează cu ajutorul milivoltmetrului înregistrator *MV*. Răcirea probei de la temperatura de încălzire se face prin insuflarea unui jet de aer (sau alte gaze, ca azot etc.) sau prin cufundarea probei într-un lichid de răcire.

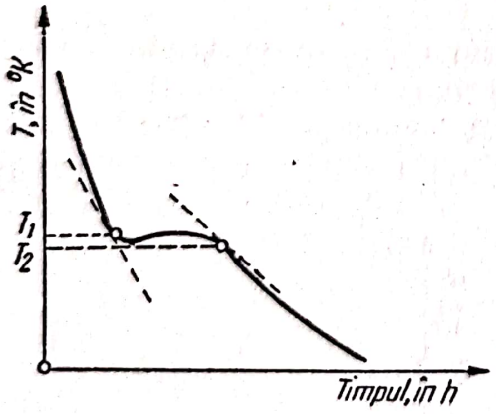


Fig. 3.20. Curba reală de răcire a unui aliaj.

Curba de răcire înregistrată va avea alura din figura 3.20 și punctele critice ale transformării sînt situate în punctele de tangență la inflexiune T_1 și T_2.

3.4.2. Analiza termică diferențială

În cazul cînd transformările sînt însoțite de efecte termice mici, analiza termică directă nu mai dă rezultate și se aplică analiza termică diferențială.

Schema principială a unei instalații pentru analiza termică diferențială este arătată în figura 3.21.

În zona de încălzire a cuptorului 1 se introduce proba de cercetat *p* și un etalon *e* dintr-un material ce nu are transformări fazice în domeniul temperaturilor de încercare.

Diferența de temperatură dintre probă și etalon în zona transformărilor fazice va fi înregistrată cu ajutorul termocuplei diferențiale *td* și ale milivoltmetrului înregistrator *mV*.

Scanned with OKEN Scanner

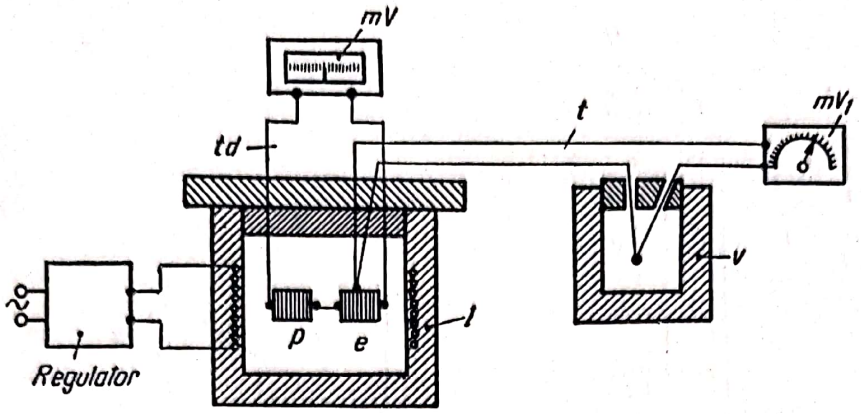


Fig. 3.21. Schema instalației pentru analiza termică diferențială.

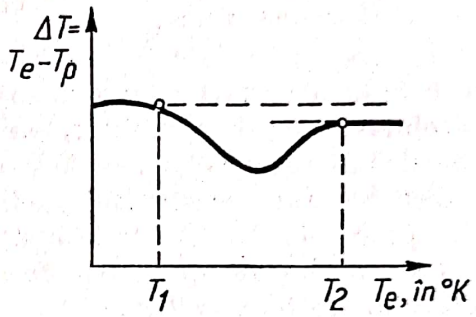


Fig. 3.22. Curba diferențială de răcire.

Proba și etalonul avînd aceeași temperatură, milivoltmetrul înregistrator *mV* nu va sesiza nici o abatere (forțele electromotoare ale celor două termocuple se compensează), dacă nu apar transformări de fază.

În cazul cînd în probă apar transformări structurale (reacție endotermă sau exotermă la încălzire, respectiv la răcire) se strică echilibrul forțelor electromotoare și se va înregistra o deviație față de poziția zero.

Alura unei curbe diferențiale de răcire este prezentată în figura 3.22 și temperaturile T_1 și T_2 reprezintă punctele critice ale transformărilor de fază.

3.5. ANALIZA DILATOMETRICĂ

Transformările structurale ale aliajelor sînt însoțite de modificări volumice, date fiind schimbările constantelor reticulare și a densității atomice.

Variația dilatației metalelor și aliajelor este proporțională cu temperatura, dacă nu apar modificări interne (înlăturarea distorsiunilor rețelei cristaline, transformări de fază, transformări alotropice etc.).

În cazul apariției modificărilor interne pe curba de dilatație vor apare inflexiuni ale căror amplitudini sînt direct proporționale cu intensitatea transformărilor ce au loc. Dacă modificările interne sînt de intensitate mare se poate folosi analiza dilatometrică directă (simplă), iar în caz contrar analiza dilatometrică diferențială.

În principiu analiza dilatometrică simplă constă din urmărirea variației dilatației probei *p* introdusă în tubul de cuarț *c*. Dilatația probei în funcție de variația temperaturii este transmisă aparatului de înregistrare *I* prin inter-

Scanned with OKEN Scanner

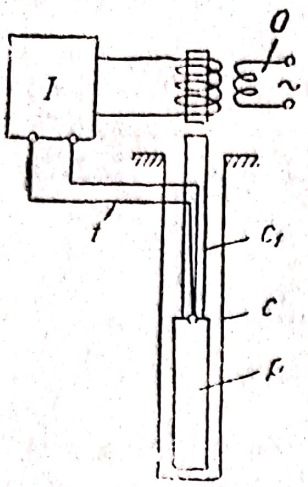


Fig. 3.23. Schema instalației pentru analiza dilatometrică simplă.

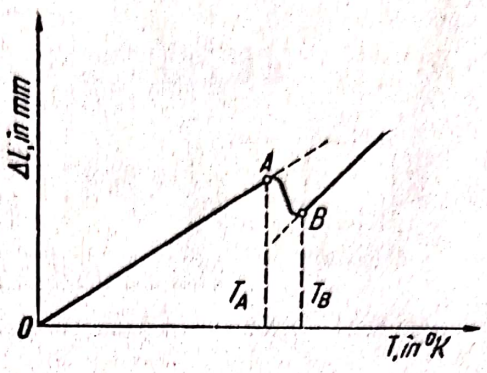


Fig. 3.24. Curba de dilatație.

mediul tubului de cuarț c_1 (fig. 3.23), iar temperatura de încălzire este transmisă aceluiași aparat prin intermediul termocuplei t sudată pe probă.

Curba de dilatație va avea alura din figura 3.24, punctele de inflexiune A și B indică începutul și sfîrșitul modificărilor de fază. Porțiunea OA reprezintă dilatația probei în funcție de temperatură, iar porțiunea AB marchează începutul și sfîrșitul transformărilor ce au loc. Aceste transformări se desfășoară în intervalul de temperatură $T_A \ldots T_B$.

Analiza dilatometrică diferențială constă în principiu din compararea dilatației probei cu cea a unui etalon convenabil ales, ambele fiind încălzite la aceeași temperatură. Proba p și etalonul e sînt introduse în tuburile de cuarț c_1 și c_2 așezate unele lîngă altele și dilatația lor este transmisă aparatului de înregistrare I prin intermediul unor tije de cuarț c_1' și c_2' iar temperatura etalonului se transmite prin intermediul termocuplei t (fig. 3.25).

Etalonul se alege dintr-un material care nu prezintă transformări de fază în intervalul de temperatură cercetat și are o dilatație perfect liniară și reversibilă.

Alura curbelor de dilatație a etalonului și probei este prezentată în figura 3.26.

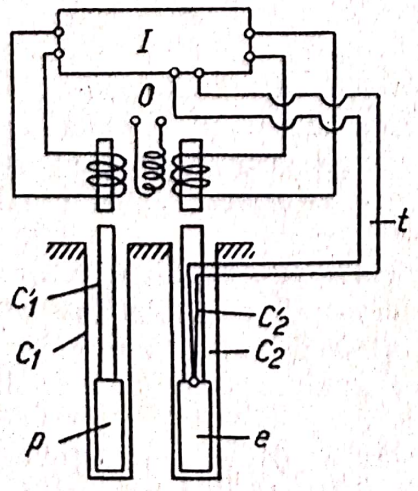


Fig. 3.25. Schema instalației pentru analiza dilatometrică diferențială.

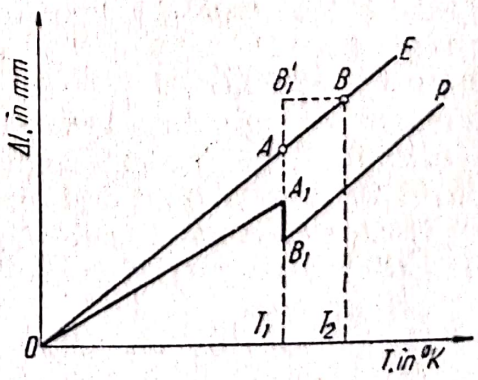


Fig. 3.26. Curbele de dilatație ale etalonului și probei.

Curbele de dilatație absolută a etalonului $OABE$ și a probei OA_1B_1P au pînă la o anumită temperatură T_1 aceeași alură. Ecuația curbei de dilatație a etalonului $OABE$ este $f(T, t)=0$, iar a probei (OA_1B_1P) este $f_1(T_e, t)=0$ și alungirile corespunzătoare sînt:

$$\Delta_p=f(T) \text{ și } \Delta_e=f_1(T_0).$$

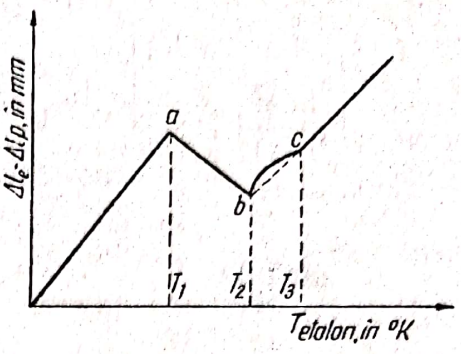


Fig. 3.27. Curba de dilatație diferențială.

Transformarea este izotermă și pe curbă este marcată de porțiunea A_1B_1; în acest timp însă temperatura etalonului crește de la T_1 la T_2 și dilatația de la A la B.

Cu ajutorul analizei dilatometrice diferențiale se măsoară:

$$\Delta_e-\Delta_p=f_1(T_0)-f(T). \tag{3.26}$$

Curba dilatației diferențială – temperatura etalonului va avea alura din figura 3.27 și prezintă următoarele particularități:

– transformarea izotermă A_1B_1 (fig. 3.26) apare pe curba diferențială ca o porțiune înclinată ab (fig. 3.27) și aceasta datorită faptului că în abscisă este temperatura etalonului, care în timpul transformării se încălzește de la T_1 la T_2;

– lărgirea intervalului de temperatură $T_1 \ldots T_2$ și amplitudinea anomaliei ab crește cu durata transformării izoterme și cu viteza de încălzire. Punctul a reprezintă temperatura de început a transformării izoterme, punctul b reprezintă temperatura de sfîrșit a transformării;

– înclinarea bc se datorește dilatației probei imediat după transformare și depinde de diferența de temperatură T_2-T_1, fapt care indică o dependență a acestei anomalii de viteza de încălzire. Acest lucru impune prudență la interpretarea unei curbe dilatometrice. Pentru a decela anomaliile datorate condițiilor de încercare față de cele proprii materialului studiat trebuie cunoscută bine instalația folosită.

3.5.1. Instalații folosite

Pentru trasarea curbelor de dilatație se folosesc multe tipuri de dilatometre, care diferă între ele prin concepția constructivă și detalii de construcții, prin particularitățile folosite pentru captarea, amplificarea și înregistrarea variației de lungime a probei. Schema de principiu a unui dilatometru modern este arătată în figura 3.28. Instalația se compune din cuptorul E alimentat cu energie electrică prin intermediul unui regulator cu program R. Proba de cercetat A fiind așezată în tubul de cuarț C este în contact cu o tijă de cuarț B prin intermediul căreia dilatația este transmisă unui traductor P. Impulsurile electrice sînt transmise unei punți de măsură Wheastone formată din amplificator A_p, filtru 2 ... 6 KC/s F_1, detectorul D_t, filtrul 1 KC/s F_2, un aparat de măsură A_m. De la puntea de măsură impulsurile electrice sînt trecute la un înregistrator I_1 în coordonate xy (dilatație-temperatură).

Instalația permite de asemenea înregistrarea temperaturii în funcție de timp (a vitezei de încălzire, răcire) prin intermediul înregistratorului I_2.

Scanned with OKEN Scanner

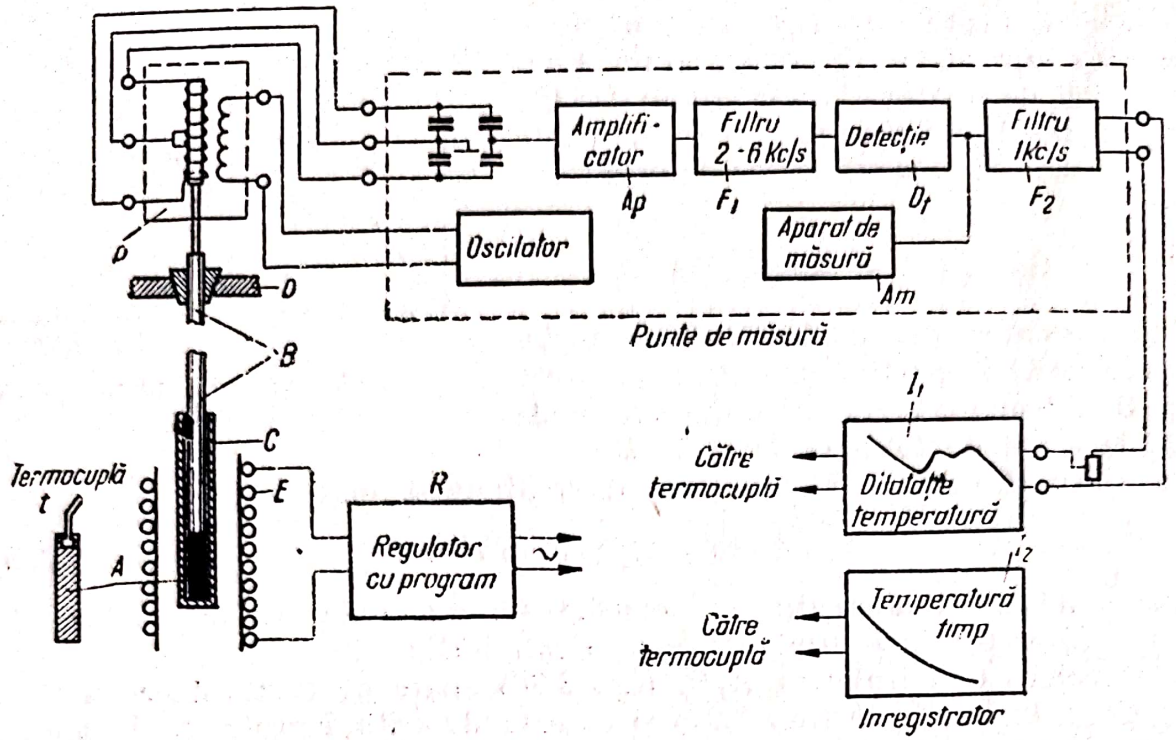


Fig. 3.28. Schema de principiu a unui dilatometru cu înregistrare electrică.

Termocupla de Pt—PtRd este sudată pe proba de cercetat și este racordată la înregistratoarele I_1, I_2. Forța de aplicare a tijei de cuarț pe probă este de 20 la 30 grame, fapt care nu provoacă fluajul acesteia în timpul austenitizării de lungă durată.

Epruveta dilatometrică este un cilindru cu dimensiunile $\varnothing 4 \times 30$ mm.

3.5.2. Interpretarea curbelor dilatometrice

Curbele dilatometrice dau indicații asupra coeficientului de dilatație, punctelor de transformare, cantității constituenților structurali ai metalului sau aliajului cercetat.

3.5.2.1. **Determinarea coeficientului de dilatație.** În cazul folosirii dilatometrului cu înregistrare mecanică, coeficientul de dilatație se determină din ecuațiile 3.27, x și y fiind coordonatele unui punct pe curba de dilatație:

$$x = K_1 l_0 (\Delta_p - \Delta_e)$$

$$y = K_2 l_0 \Delta_p,$$

sau (3.27)

$$x = K_1 l_0 T (\beta e - \beta s)$$

$$y = K_2 l_0 T \beta p,$$

în care: Δp este alungirea etalonului; Δs — alungirea tubului de cuarț; βe — coeficientul de dilatație al etalonului; βs — coeficientul de dilatație al tubului de cuarț; βp — coeficientul de dilatație al probei; k_1 și k_2 — coeficienții de amplificare ai aparatului după axele OX și OY.

Scanned with OKEN Scanner

Diferențiind în raport cu T se obține:

$$\frac{dx}{dT} = K_1 l_0 (\beta e - \beta s) \qquad \frac{dy}{dx} = \frac{K_2 \beta p}{K_1 (\beta e - \beta s)}$$

$$\frac{dy}{dT} = K_2 l_0 \beta p \qquad \beta p = \frac{dy}{dx} \cdot \frac{K_1}{K_2} (\beta e - \beta s). \tag{3.28}$$

În cazul folosirii dilatometrului cu înregistrare optică, coordonatele unui punct al curbei de dilatație vor fi:

$$x = K_1 l_0 T (\beta e - \beta s)$$

$$y = K_2 l_0 T (\beta p - \beta s). \tag{3.29}$$

Se ține seama de faptul că înregistrarea este influențată de coeficientul de dilatație al barei de cuarț și aplicînd aceleași procedee ca mai sus se obține:

$$\beta p = \frac{dy}{dx} \frac{K_1}{K_2} (\beta e - \beta s) + \beta s. \tag{3.30}$$

În cazul curbelor de dilatație diferențială coordonatele unui punct vor fi:

$$x = K_1 l_0 T (\beta e - \beta s)$$

$$y = K_2 l_0 T (\beta p - \beta e), \tag{3.31}$$

aplicînd același procedeu ca mai sus se ajunge la:

$$\beta p = \frac{dy}{dx} \frac{K_1}{K_2} (\beta e - \beta s) + \beta e. \tag{3.32}$$

În toate cazurile prezentate se cunosc valorile lui k_1, k_2, βe, βs și ca atare determinarea coeficientului βp la temperatura dată se reduce la măsurarea pantei curbei de dilatație. Această măsurare se face grafic trasînd tangenta la curbă în punctul considerat (fig. 3.29).

3.5.2.2. **Determinarea temperaturii punctelor critice.** Valoarea temperaturii punctelor critice se poate determina prin mai multe metode: tangenta orizontală la curba de inflexiune, prelungirea părții rectilinii în zona de inflexiune a curbei etc. Se recomandă prelungirea părții rectilinii și alegerea drept temperatură a transformării punctul comun al acestei prelungiri și al inflexiunii curbei.

Un număr oarecare de factori, ca vitezele de încălzire sau răcire, eventualele decarburări, ecruisarea, forma și dispersia fazelor modifică poziția punctelor critice.

În mod obișnuit la analiza dilatometrică viteza de încălzire este cuprinsă între 2 ... ... 5 °K/min. Dacă viteza de încălzire va fi mult mai ridicată atunci valoarea punctelor critice determinate se va depărta de cea reală cu cîteva zeci de grade.

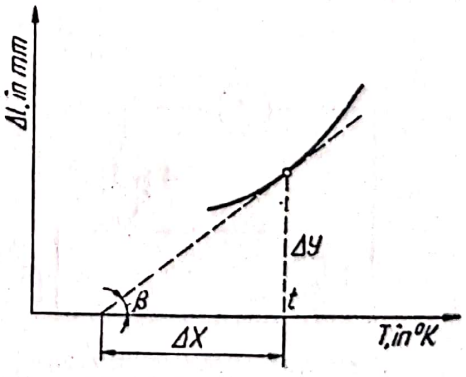


Fig. 3.29. Determinarea coeficientului de dilatație.

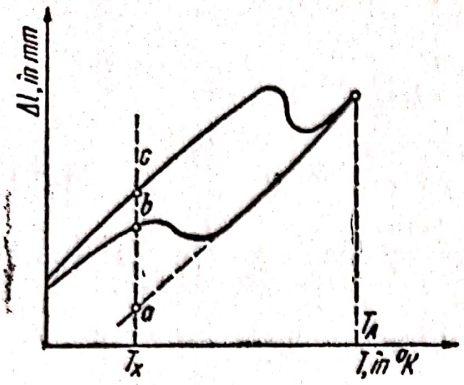


Fig. 3.30. Determinarea cantitativă a constituenţilor cu ajutorul curbei dilatometrice.

Pentru a avea valori comparabile trebuie făcute încercările dilatometrice în aceleaşi condiţii (stare iniţială a materialului, durată de menţinere, viteză de încălzire etc.).

3.5.2.3. **Determinarea cantitativă a constituenţilor structurali.** Mărirea dilataţiei este proporţională cu cantitatea fazei noi apărute. Există mai multe metode dilatometrice pentru determinarea cantitativă a constituenţilor structurali, se pare că dă cele mai bune rezultate metoda K u n i t a k e. Pe curba dilatometrică (fig. 3.30), *ac* reprezintă cantitatea fazei formate la încălzire şi *ab* cantitatea de fază transformată la răcire.

Volumul procentual al fazei formate va fi:

$$V\% = \frac{ab}{ac} 100. \qquad (3.33)$$

Folosirea metodei dilatometrice pentru determinări cantitative prezintă o eroare de 4 ... 5%, dar are avantajul că este simplă şi rapidă.

3.6. ANALIZA TERMOELECTRICĂ

Metoda se bazează pe măsurarea tensiunii electromotoare într-un circuit format din metalul de controlat *m* şi doi electrozi *A* şi *B*, din care unul este încălzit pînă la temperatura de 373 °K (fig. 3.31). Tensiunea electromotoare $E_{12}=e_1-e_2$, adică depinde de diferenţa de tensiune a materialului de cercetat şi electrodului de contact *A*. Tensiunea electromotoare a circuitului este sensibilă la compoziţia chimică, la structură şi la orice defect structural (segregări, incluziuni, decarburări etc.). Fiecare constituent structural are o proprietate electrică specifică fapt care permite evidenţierea lui.

Analiza termoelectrică se poate folosi şi pentru determinarea grosimii straturilor tratate termochimic sau straturilor realizate prin depuneri electrolitice. În acest caz tensiunea electromotoare a circuitului (fig. 3.32) $E_{13}=E_{12}+E_{23}=e_{12}(T_2-T_0)$ depinde de grosimea stratului, deoarece E_{23} este constantă.

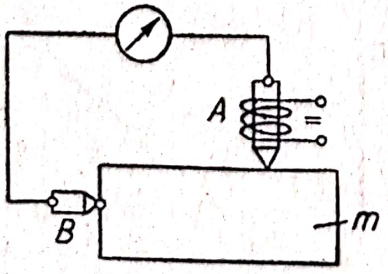


Fig. 3.31. Schema instalaţiei pentru analiza termoelectrică.

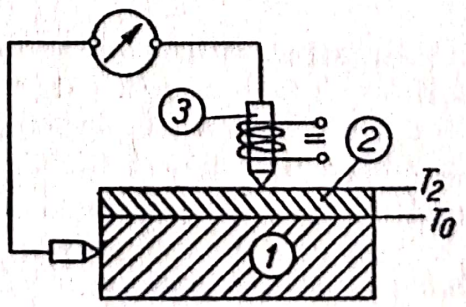


Fig. 3.32. Determinarea grosimii straturilor tratate termochimic prin analiza termoelectrică.

Scanned with OKEN Scanner

PARTEA A DOUA

ALIAJE METALICE. SOLIDIFICARE — DIAGRAME DE ECHILIBRU — TRANSFORMĂRI STRUCTURALE

Scanned with OKEN Scanner

CAPITOLUL 4

SOLIDIFICAREA METALELOR ŞI ALIAJELOR METALICE – MECANISM, CINETICĂ, APLICAŢII PRACTICE, DEFECTE –

Obţinerea unei anumite forme, asociată cu proprietăţi mecanice şi fizice impuse este posibilă mai ales prin solidificare pornind de la starea lichidă a metalului sau aliajului metalic. Desigur, că schimbarea formei, obţinerea anumitor proprietăţi fizice sau mecanice impune aplicarea unei ample prelucrări termice, termomecanice şi termochimice, dar se pare că solidificarea prezintă cea mai mare importanţă practică.

Cristalizarea metalelor şi aliajelor metalice se poate realiza din topituri prin solidificare, din vapori prin sublimare şi prin recristalizări în stare solidă cu sau fără reacţii.

4.1. MECANISMUL SOLIDIFICĂRII

Solidificarea constă în creşterea cristalelor prin ataşarea de atomi sau molecule pe un suport existent. Suportul poate fi o aglomerare de atomi sau molecule, se formează *nucleul* prin nucleere, apar *germeni, embrioni* care în anumite condiţii cresc, se dezvoltă şi formează *cristalul*.

Formarea cristalului din soluţii lichide se realizează atunci cînd acestea prezintă anumite concentraţii în solubil, lucru ce poate fi admis şi pentru topitură care are un oarecare grad de impuritate.

La o temperatură mai mică decît cea de solidificare, există un schimb de atomi pe interfaţa lichid-solid şi se eliberează căldura latentă, energia necesară atomului de a se desprinde de vecinii săi cei mai apropiaţi (fig. 4.1). Va fi stabilă acea stare care dispune de energia liberă cea mai mică şi la scăderea temperaturii interfeţei sub T_S starea solidă are energia liberă mai mică, fapt ce face ca schimbul de atomi $L \rightarrow S$ să modifice poziţia interfeţei în detrimentul stării lichide.

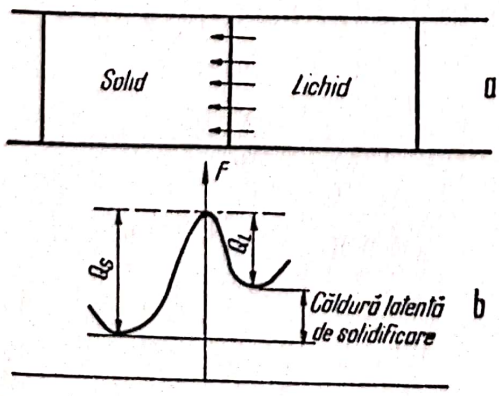


Fig. 4.1. Condiţiile energetice ale schimbului de atomi pe interfaţa lichid-solid.

Se poate considera căldura latentă de topire, ca provenind din înlocuirea a şase *legături cristaline* prin şase *legături lichide,* adică se creează 12 *semilegături*. Crearea unei *legături* corespunde astfel cu 1/12 din căldura latentă de topire pe atom. Această energie

depinde de natura cristalografică a interfeței. Astfel, dacă interfața coincide cu planele cristalografice $\{111\}$, pentru desprinderea unui atom este nevoie de o energie egală cu 3/12 din căldura latentă de topire, iar dacă coincide cu planele cristalografice $\{100\}$ atunci va fi nevoie de o energie egală cu 4/12 din căldura latentă de topire.

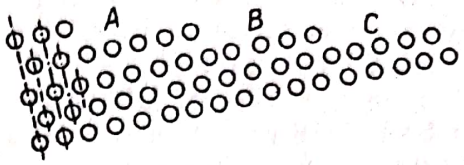


Fig. 4.2. Creșterea în trepte a cristalului.

În realitate interfața nu coincide cu un anumit plan cristalografic și nu toate pozițiile atomice ale interfeței sînt în aceeași măsură favorizate să primească atomi. În consecință există niște direcții preferențiale de creștere a cristalului și apare așa-numita *creștere în trepte A.B.C.* (fig. 4.2). Treptele au de obicei mărimea unei constante reticulare și în cazul cînd sînt multiple și cu așezare spațială neregulată, pot fi observate cu ajutorul microscopului metalografic.

Ca solidificarea să aibă loc cu o oarecare viteză, trebuie ca să apară pe interfață o diferență energetică apreciabilă între lichid-solid, respectiv temperatura interfeței să fie mai mică decît temperatura de echilibru T_S și T_L.

4.1.1. Germinarea și creșterea cristalelor

Amorsarea solidificării se realizează prin formarea primei particule stabile, care constituie germenele cristalului. Germinarea poate avea caracter *omogen* sau *heterogen*. Germinarea omogenă are loc datorită fluctuațiilor de concentrație din topitură. Germinarea heterogenă se realizează datorită existenței unor particule solide în topitură (oxizi, compuși chimici, intermetalici, pereții formelor) care au plane cristalografice cu o geometrie asemănătoare substanței ce cristalizează pentru a constitui suporți de creștere a cristalului.

Considerînd fluctuația de concentrație din punct de vedere termodinamic, se pot analiza condițiile energetice de apariție a germenului de fază nouă în raport cu fluctuația energiei libere a sistemului. Într-un sistem izolat fluctuația energiei libere va fi :

$$\Delta F = -T\Delta S = -T\,(S - S_0). \tag{4.1}$$

Probabilitatea apariției unei fluctuații de concentrație care să modifice valoarea lui F se determină cu relația :

$$p = c\,e^{-\frac{\Delta F}{KT}}, \tag{4.2}$$

în care : c este constanta de proporționalitate ; $\Delta F = f\left(\frac{p_f}{p_e}\right)$; p_f și p_e — probabilitatea de stare în cazul apariției fluctuației și în cazul echilibrului ; k — constanta lui Boltzman ; T — temperatura sistemului.

Relația (4.2) arată că, micile fluctuații sînt foarte probabile cînd $\Delta F < KT$, iar dacă $\Delta F > KT$ există puține șanse de apariția fluctuațiilor. Se poate admite probabilitatea apariției fluctuației dacă $\Delta F \leqslant KT$, mai precis atunci cînd $\Delta F = \frac{1}{2}\,KT$.

Cristalizarea are două etape succesive : germinarea particulelor și creșterea acestora. Germinarea unei particule este complexă datorită faptului că există

Scanned with OKEN Scanner

o orientare diferită a ei în raport cu matricea ; structura, volumul şi forma germenului poate fi diferită faţă de a fazelor iniţiale, iar imperfecţiunile pot furniza locuri preferenţiale ale germinării. Apariţia unui germene este însoţită de o energie superficială la limita fazelor ΔF_s, de o energie de deformare datorită variaţiei de volum şi de formă ΔF_d şi de o energie interfazică ΔF_m. Energia liberă a noului germene va fi :

$$\Delta F = -\Delta F_m + \Delta F_s + \Delta F_d, \tag{4.3}$$

unde ΔF_m este variaţia energiei libere, atunci cînd în soluţia solidă apar germeni de fază nouă ; ΔF_s – variaţia energiei libere superficiale datorită tensiunilor superficiale ce apar atunci cînd se formează germenii noi ; ΔF_d – variaţia energiei libere datorită tensiunilor proprii şi deformaţiilor provocate de germeni şi matrice sau între germenii ce ajung în contact.

Dacă a este dimensiunea germenului format, valorile energiilor libere fiind proporţionale cu cantitatea germenilor, atunci :

$$\Delta F_m = K_1 a^3, \tag{4.4}$$

în care K_1 este constanta de proporţionalitate, a cărei valoare depinde de temperatură. Pentru temperatura de echilibru $K_1=0$ şi pe măsură ce temperatura scade sub cea critică $T<T_s$, K_1 va creşte : $K_1=f(T)$.

Energia superficială fiind proporţională cu suprafeţele germenilor atunci :

$$\Delta F_s = K_2 a^2. \tag{4.5}$$

K_2 variază mai puţin cu temperatura decît K_1 şi ca atare se poate considera că K_2 nu depinde de temperatură.

Luînd pentru moment în considerare numai ΔF_m şi ΔF_s atunci :

$$\Delta F = -\Delta F_m + \Delta F_s = -K_1 a^3 + K_2 a^2 \tag{4.6}$$

şi considerînd o anumită subrăcire $T<T_s$ ($T=$ constant), K_1 şi K_2 vor fi constanţi şi rezultă $\Delta F=f(a)$.

Ecuaţia (4.6) va avea rădăcinile $a_1=0$ dublă şi $a_2=\frac{K_2}{K_1}$, adică ΔF va avea valoarea maximă între a_1 şi a_2. Mărimea critică a_0 a germenului se determină din relaţia :

$$\frac{\mathrm{d}(\Delta F)}{\mathrm{d}a} = -3K_1 a^2 + 2K_2 a = 0$$

$$a_0 = \frac{2K_2}{3K_1} = \frac{2}{3} a_2. \tag{4.7}$$

Pentru simplificare se consideră $\Delta F_{max}=A$

$$\Delta F_{max} = -K_1 \left(\frac{2K_2}{3K_1}\right)^3 + K_2 \left(\frac{2K_2}{3K_1}\right)^2 = \frac{4}{27} \cdot \frac{K_2^3}{K_1^2};$$

$$A = \frac{4}{27} \frac{K_2^3}{K_1^2}.$$

Scanned with OKEN Scanner

Din reprezentarea variației $\Delta F = f(a)$, figura 4.3, se desprind observațiile :

– dacă germenii vor avea dimensiuni mai mici decît a_0, atunci ΔF crește și germenii vor fi metastabili și se vor dizolva chiar dacă iau naștere datorită fluctuațiilor.

– ca germenii să fie stabili trebuie ca dimensiunea lor să fie mai mare decît a_0 cînd ΔF scade. Dacă se consideră germenii a' și $a'' > a_0$, $a' < a''$, atunci vor fi mai stabili germenii a'' deoarece $\Delta F'' < \Delta F'$, fapt ce explică coalescența și formarea cristalului.

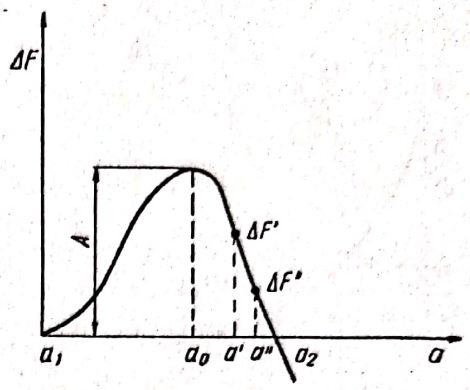


Fig. 4.3. Variația energiei libere funcție de dimensiunea germenelui format, $\Delta F = f(a)$.

Datorită energiei superficiale un germene ar avea tendința să aibă forma sferică. Energia superficială are însă influență asupra formei germenelui și asupra relațiilor cristalografice între orientarea rețelei cristaline a fazei noi și a matricei.

Într-un cristal energia superficială este diferită pentru diversele plane cristalografice și rezultă că un germene va fi stabil dacă va fi limitat la fețe plane, paralele planelor cristalografice pentru care energia superficială este minimă. În practică se observă că în mare măsură germenii au formă de poliedre (plachete), paralele planelor cristalografice simple ale matricei.

Forma germenului este mult influențată și de energia de deformare ΔF_d. Cînd germenii sînt în cantitate mare intervin și tensiuni datorate contactului dintre ei. Pentru energia de deformare cea mai mică, germenii ar avea forma unui elipsoid cu semiaxele a (diametrul ecuatorial) și c (diametrul polar), figura 4.4.

Studiind variația lui $\Delta F_d = f\left(\frac{c}{a}\right)$, figura 4.5, se constată că : atunci cînd $\frac{c}{a} = 1$, germenele are forma sferică ; dacă $\frac{c}{a} < 1$ (foarte mic), are forma unei plachete ; dacă $\frac{c}{a} > 1$ (foarte mare) are formă aciculară.

Energia de deformare este independentă de dimensiunea germenilor și depinde de cantitatea lor. Acest lucru se verifică numai în cazul unui număr mic de germeni, cînd aceștia nu vin în contact unii cu alții. Odată ce un germene a apărut, el se poate dezvolta primind continuu atomi din topitură :

– prin difuziunea atomilor din zonele lichide spre noii germeni cînd sistemul are o energie de activare Q ;

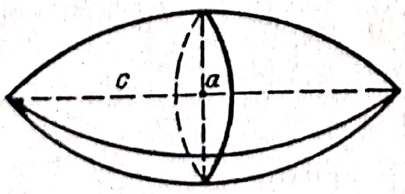


Fig. 4.4. Forma germenilor pentru energia de deformare cea mai mică.

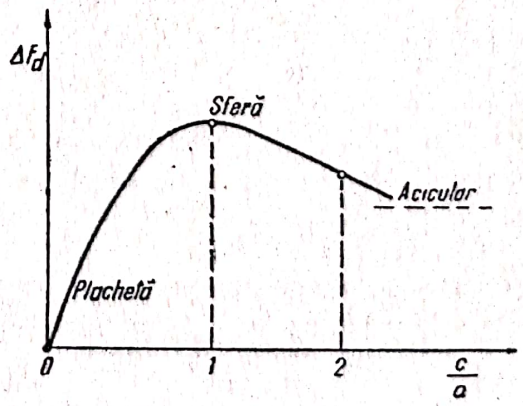


Fig. 4.5. Variația energiei de deformare funcție de raportul semiaxelor elipsoidului, $\Delta F_d = f(c/a)$.

Scanned with OKEN Scanner

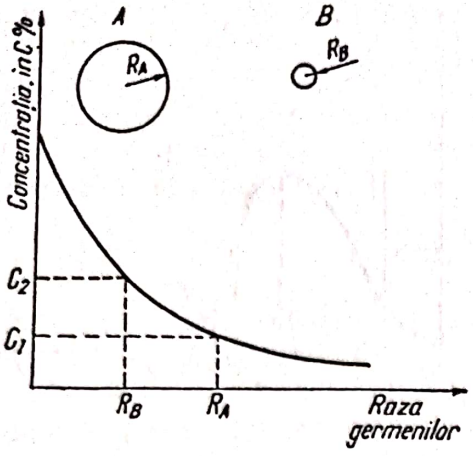


Fig. 4.6. Variația concentrației lichidului în funcție de raza germenilor.

— prin fluctuații de concentrații, cînd se formează noi germeni care au o energie A (discutată mai înainte).

Atomii vor efectua mișcări pentru formarea cristalului și viteza de nucleere va fi:

$$v_p = K \cdot e^{-\frac{Q+A}{kT}}. \qquad (4.8)$$

La temperatura critică $T=T_s$, Q va avea valori relativ mici, iar A valori foarte mari. În această situație, viteza de nucleere va depinde de valoarea lui A și în consecință va fi mică. Dacă $T<T_s$, atunci $A \leqslant Q$ și viteza de nucleere depinde în principal de valoarea lui Q.

Dacă metalul sau aliajul în care s-a produs nucleere este menținut la o temperatură care favorizează aproape atingerea echilibrului între germene și matrice, se produce fenomenul de coalescență. Particulele se măresc, scade numărul lor și tind să aibă raportul $\frac{c}{a}=1$, adică forma sferică. Motorul acestui fenomen de reducere a suprafețelor în contact (matrice precipitat) este energia superficială a precipitatului.

Dacă există două particule sferice A și B de rază R_A și R_B (fig. 4.6), concentrația matricei în echilibru cu particulele variază după o curbă asimptotică. Dat fiind faptul că în apropierea germenului B matricea are o concentrație de echilibru c_2 și în apropierea lui A o concentrație c_1 ; $(c_1<c_2)$, solubilul va difuza din vecinătatea lui B către vecinătatea lui A. Cum matricea de lîngă B nu mai este saturată, se va produce dizolvarea precipitatului B pentru a se menține echilibrul. Acest lucru este valabil și pentru particule de altă formă.

Germenii mici au o energie liberă mai mare decît cei de dimensiuni apreciabile și în mod normal ei nu pot exista în echilibru cu soluția lichidă, în prezența germenilor cu dimensiuni mai mari.

Dacă într-o soluție lichidă se află particule de dimensiuni diferite, mari și mici, sistemul va avea energie liberă mai mică în zona particulelor mari și acestea se vor dezvolta pe seama celor mici, adică are loc fenomenul de coalescență. Această situație este asemănătoare și în stare solidă cînd are loc recristalizarea cu sau fără reacții.

Din analiza stării energetice a sistemului se observă că energia liberă a fazelor $\alpha+\beta_M$ (soluție solidă suprasaturată și germene de dimensiuni mari β_M) are valori mai mici decît în cazul fazelor $\alpha+\beta_m$.

Pentru a avea loc solidificarea sau recristalizarea în stare solidă trebuie ca germenii să aibă dimensiuni mai mari decît cea critică, adică să prezinte o anumită stabilitate.

În cazul germinării heterogene, din punct de vedere termodinamic în general se poate observa că faza solidă S poate să crească pe germenele g în topitura L.

$$\Delta F_{Sg} < \Delta F_{LS} + \Delta F_{Lg}$$

în care: ΔF_{Sg} este variația energiei libere solid-germene ; ΔF_{LS} — variația energiei libere lichid-solid ; ΔF_{Lg} — variația energiei libere lichid-germene.

Scanned with OKEN Scanner

În consecință se poate admite că orice particulă solidă din topitură sau pereții formelor de turnare, sau stratul superficial de oxizi poate îndeplini funcția de germene heterogen.

4.2. CINETICA CRISTALIZĂRII

În timpul cristalizării au loc fenomene de nucleere, germinare și creștere a germenilor, care depind de temperatura interfeței, de modul de evacuare a căldurii, de starea energetică a sistemului și în special a interfeței. Germenele apărut constituie suportul de dezvoltare a cristalului, se schimbă astfel starea energetică lichid-solid, apar noi fluctuații de concentrații, noi germeni, noi cristale, pînă cînd se epuizează întreaga topitură. Cristalele cresc, se dezvoltă după direcții preferențiale și anume direcțiile cristalografice $<001>$ pentru sistemul *C.F.C.* și *C.C.* și $<0001>$ pentru sistemul *H.C.* Creșterea cristalelor se face nestînjenit, pînă ce vin în contact unele cu altele și se jenează reciproc în dezvoltare și capătă contur neregulat, formînd grăunți cristalini (fig. 4.7).

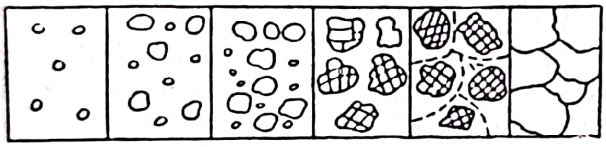


Fig. 4.7. Apariția și creșterea cristalelor.

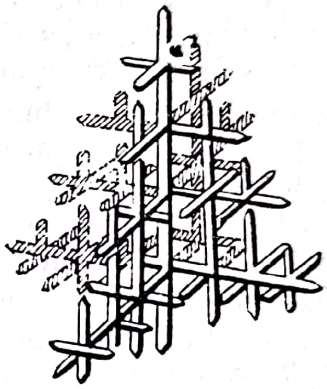


Fig. 4.8. Schema cristalizării dendritice.

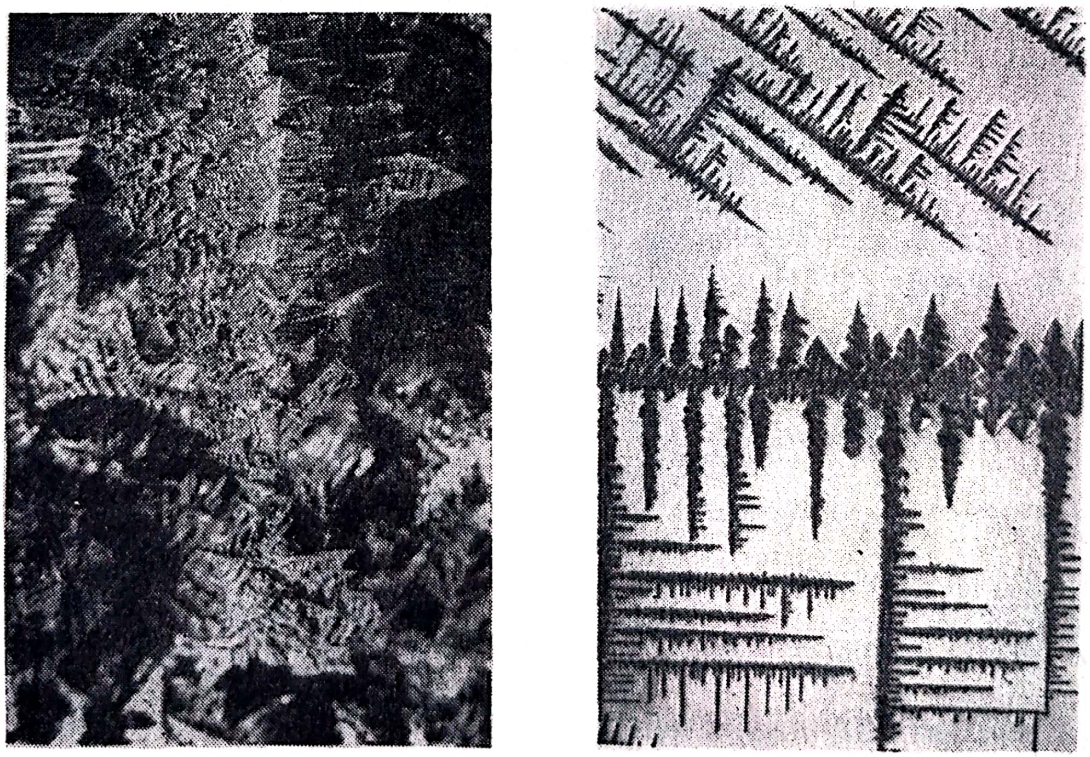


Fig. 4.9. Cristale dendritice :
a — cristal de oțel; *b* — cristal de staniu.

Scanned with OKEN Scanner

Cristalele cresc mai rapid în direcţia evacuării căldurii şi se dezvoltă spaţial de-a lungul a trei axe, luînd formă *dendritică* (fig. 4.8). Cristalele dendritice sau primare sînt specifice turnării metalelor sau sudării prin topire. În fotografiile 4.9 *a*, *b* sînt reproduse cristale dendritice pentru oţel şi staniu. Granulaţia metalului depinde de numărul nucleelor de cristalizare şi de viteza de cristalizare. Dacă apar multe nuclee de cristalizare şi viteza de creştere a germenului este mică se obţine o granulaţie fină. Aşa se explică de ce metalele impure au după solidificare o granulaţie mai fină, comparativ cu cele cu grad mare de puritate.

4.3. SOLIDIFICAREA TOPITURILOR PLURICOMPONENTE

În cazul topiturilor în care intervin şi atomi ai solventului A şi ai solubilului B apar cîteva particularităţi la solidificare, dictate în special de fenomenele de difuzie şi de apariţia unei faze sau a mai multor faze.

Redistribuirea solubilului în timpul solidificării depinde de temperatura sistemului, de difuziunea lui în stare solidă şi lichidă şi de solubilitatea lui în cele două stări.

Temperaturile critice T_L şi T_S variază cu concentraţia şi cu gradul de solubilitate în stare lichidă sau solidă (fig. 4.10).

Dacă solubilitatea în stare lichidă este mai mare decît în stare solidă, atunci T_L şi T_S vor creşte pe măsura ridicării concentraţiei (fig. 4.10, *a*), iar dacă solubilitatea în stare solidă este mai mare decît cea în stare lichidă atunci T_L şi T_S scad pe măsura creşterii concentraţiei (fig. 4.10, *b*).

Coeficientul de repartizare a componentelor între cele două stări $K = \frac{C_S}{C_L}$ poate avea valoarea egală cu unu sau mai mică decît unu şi în rare cazuri poate să aibă o valoare mai mare decît unitatea.

Redistribuirea componentelor, în special a solubilului, depinde de temperatura sistemului şi de difuziunea solubilului în stare solidă sau lichidă. Dacă se menţine echilibrul tot timpul şi există şi difuziunea solubilului în stare solidă, atunci concentraţiile stărilor vor evolua conform figurii 4.11. Pe măsura scăderii temperaturii sub T_L, încep să apară germenii fazei solide, avînd concen-

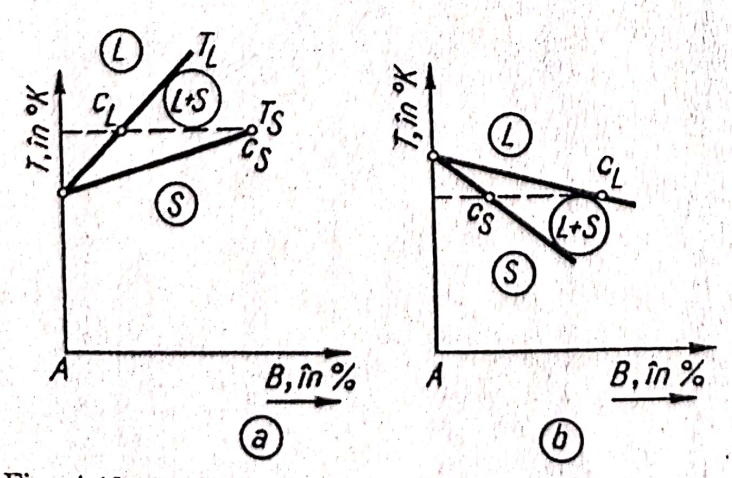


Fig. 4.10. Variaţia liniilor *lichidus* şi *solidus* cu concentraţia solubilului.

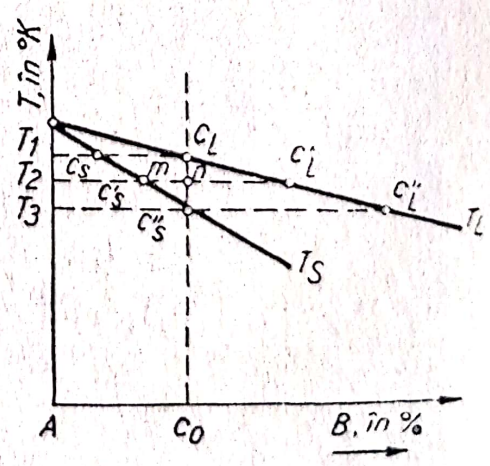


Fig. 4.11. Evoluţia fazelor în echilibru în cazul difuziunii solubilului în cele două stări.

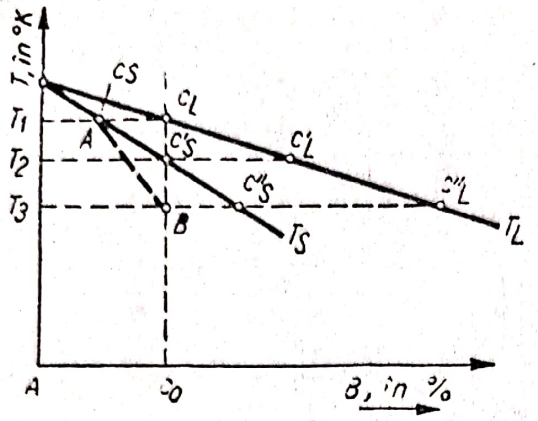


Fig. 4.12. Evoluția fazelor în echilibru cînd difuziunea are loc în stare solidă.

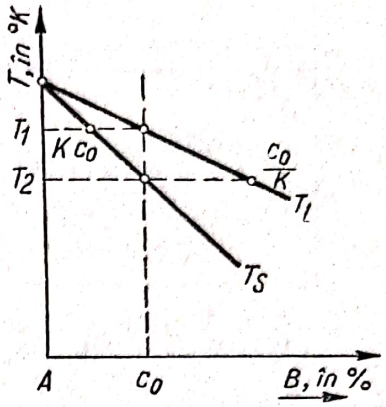


Fig. 4.13. Evoluția fazelor în echilibru cînd există difuziune în stare solidă.

trația C_S, C'_S, C''_S, iar lichidul își modifică concentrația de-a lungul *liniei lichidus* T_L. La temperatura T_3, concentrația solidului este egală cu concentrația inițială a topiturii. Cantitățile de fază solid-lichid sînt proporționale cu segmentele determinate de izotermă și liniile *lichidus* T_L și *solidus* T_S:

$$\frac{Gc'_S}{Gc'_L} = \frac{m}{n}.$$

Dacă lichidul are o compoziție uniformă în fiecare moment și dacă nu există difuziune în stare solidă, atunci solidul își păstrează într-un interval mare de temperaturi concentrația inițială (concentrația la care a apărut). Pentru a se obține concentrația solidului egală cu concentrația inițială a topiturii (lichidului), va trebui să se practice o subrăcire de valori mari ($T_3 - T_1$). Concentrația solidului variază pe o curbă AB (fig. 4.12) și solidificarea e terminată cînd $C_S = C_0$ adică la T_3. Concentrația solidului $C''_s - C_0 = C_0 - C_S$; $C_S = KC_0$ și ca atare $C''_s = C_0(2-k)$, adică apare o repartizare aparte a componentelor, cu gradul de subrăcire a topiturii.

Dacă nu există difuziunea solubilului în stare solidă ci numai în stare lichidă, omogenizarea lichidului se va face prin difuziune, pe măsura creșterii gradului de subrăcire (fig. 4.13). Concentrația lichidului din vecinătatea interfeței este în general mai mare decît a restului lichidului. Partea de lichid care se va solidifica ultima va avea o concentrație mai mare în solubil decît cel care s-a solidificat la început (fig. 4.14).

Dacă prin solidificare apar mai multe faze, problema prezintă aspecte mai complexe.

Sînt situații cînd din topitură se separă simultan două tipuri de cristale, la concentrație și temperatură constantă, după o reacție de tipul $L \rightarrow S_1 + S_2$. O asemenea reacție poartă denumirea de *reacție eutectică*, lichidul este un lichid eutectic, iar solidul este un eutectic.

Liniile lichidus și solidus au un punct comun la cea mai joasă temperatură (fig. 4.15). Datorită separării unei faze S_1 lichidul interfeței își modifică concentrația în componente și se solidifică în același timp, dînd naștere la o a doua

Scanned with OKEN Scanner

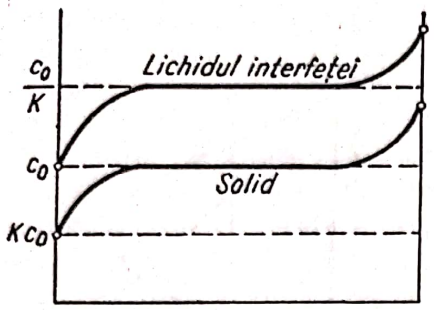


Fig. 4.14. Variația concentrației în timpul solidificării.

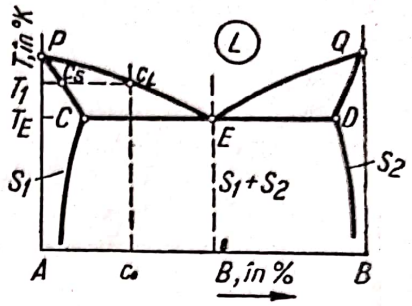


Fig. 4.15. Diagramă de echilibru cu transformare eutectică.

fază S_2. Forma pe care o au solidele separate este lamelară, o alternanță de lamele (fig. 4.16).

Pot fi însă situații cînd solidul S_1 poate avea formă globulară înglobată în matricea de S_2. În cazul cînd lichidul nu are o concentrație eutectică, poate avea loc transformarea eutectică, datorită modificării concentrației lichidului cu temperatura. Modificarea acestei concentrații este o consecință a separării inițiale a unei faze (S_1) la temperatura T_1 și atunci cînd s-a atins temperatura $T_E-\Delta T$, concentrația lichidului evoluînd de-a lungul liniei PE va atinge concentrația eutectică e, $\%B$ și va suferi transformarea ca atare (fig. 4.15). Reacția de transformare va fi:

$$L_{(T_1)} \nearrow S_1 \qquad L_{1\,(T_E)} \nearrow S_1 \qquad \searrow S_2$$
$$\searrow$$

În alte situații, după separarea unei faze solide cu toată scăderea temperaturii lichidul nu se poate solidifica și e necesar să reacționeze cu faza separată și apoi se transformă într-o nouă fază. O asemenea transformare este de tipul $L+S_1 \rightarrow S$, cunoscută sub denumirea de *reacție peritectică*. Solidificarea unui aliaj peritectic se face la temperatură și concentrație constantă (fig. 4.17). La T_1 se separă din lichid, solidul S_1 și pe măsura scăderii temperaturii, lichidul își modifică concentrația de-a lungul liniei lichidus PB și solidul de-a lungul liniei solidus PH. Scăderea temperaturii sub T_J provoacă reacția dintre lichid și solidul S_1; îl redizolvă și cînd s-a atins concentrația c_S se separă un nou solid S, avînd concentrația egală cu c_0.

Se precizează că solidificarea aliajelor eutectice și peritectice are loc de o manieră asemănătoare cu a metalelor tehnice.

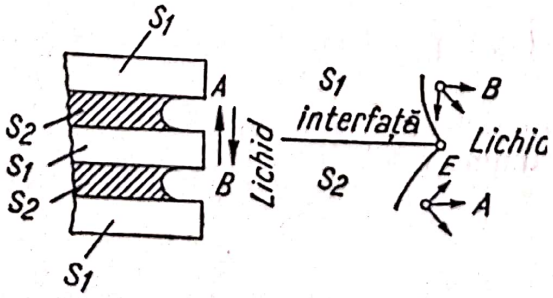


Fig. 4.16. Mecanismul apariției eutecticului.

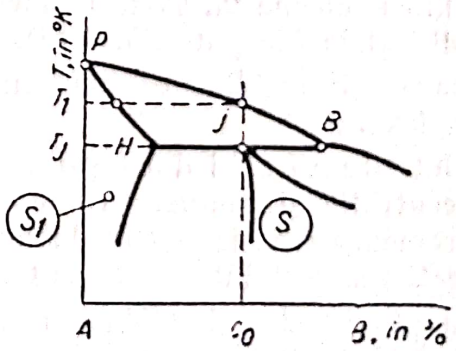


Fig. 4.17. Diagrama de echilibru cu transformare peritectică.

Scanned with OKEN Scanner

4.4. CRISTALIZAREA LINGOURILOR

Turnarea oţelurilor se face în forme speciale numite *lingotiere,* iar solidul rezultat se numeşte *lingou.*

Solidificarea oţelului în lingotiere are loc pe zone, începînd de la pereţii acesteia. Topitura în contact cu pereţii lingotierei formează spontan germeni heterogeni de cristalizare, dînd naştere la dendrite fine neorientate şi care tind să aibă formă globulară (zona *I,* fig. 4.18 şi fig. 4.19). Compoziţia chimică a acestei

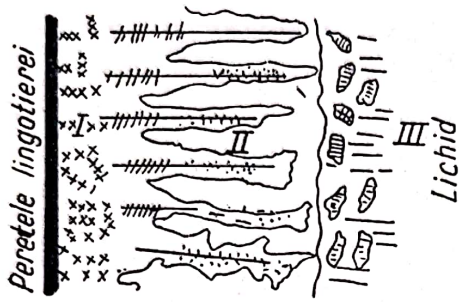


Fig. 4.18. Formarea cristalelor din topitură.

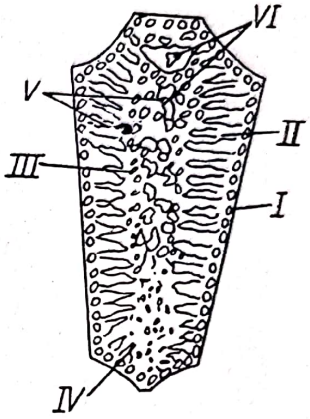


Fig. 4.19. Dezvoltarea cristalelor unui lingou.

zone este egală cu a topiturii din oala de turnare. Stratul format se contractă, se desprinde de pereţii lingotierei şi în spaţiul liber pătrunde aer şi gaze şi se înrăutăţeşte transmiterea căldurii spre pereţii lingotierei. Datorită evacuării de căldură dinspre lichid spre crusta solidă (zona *I*) se formează cristale *columnare,* orientate puţin înclinat pe pereţii lingotierei (zona *II*), numită şi *zonă de transcristalizare.* Spre centrul lingoului dendritele sînt din ce în ce mai rare, oţelul fiind supraîncălzit în raport cu compoziţia sa, datorită reacţiilor exoterme de la formarea cristalelor. Se formează nişte dendrite echiaxiale care avînd greutate specifică mai mare decît a lichidului, cad spre *piciorul lingoului* şi se formează zona *IV* (fig. 4.19). În acelaşi timp se formează şi *zona de contact III,* deoarece o parte din dendritele formate sînt reţinute de asperităţile zonei *II.* Datorită separării dendritelor pure în soluţia mai impură, precum şi datorită curentului ascendent de lichid din zona *IV,* în zona centrală *V* apar segregaţii de *S, P, C* etc. şi se formează un număr mare de centre de cristalizare şi cristalele iau forma unor globulite. Datorită contracţiei de solidificare se formează nişte cavităţi, goluri, în formă de pîlnie (zona *VI,* fig. 4.19) în partea superioară a lingoului. În cazul oţelului necalmat, datorită agitaţiei produse de gazele din topitură, se împiedică formarea zonelor *II* şi *III* şi apare o *zonă de fierbere,* iar spre piciorul lingoului cade o cantitate mai mare de dendrite şi se lărgeşte zona *IV.*

4.5. DEFECTE CONEXE SOLIDIFICĂRII

În timpul solidificării apar diferite defecte ca : retasură, porozităţi, incluziuni nemetalice, segregări chimice şi structurale, fisuri, crăpături, ca urmare a contracţiei materialului, a conţinutului de gaze, a particulelor insolubile, a greutăţii specifice şi temperaturii de fuziune diferită a componentelor.

Scanned with OKEN Scanner

4.5.1. Retasura

La trecerea din stare lichidă în stare solidă metalul se contractă, își micșorează volumul și de obicei în zona centrală superioară (zona *VI*, fig. 4.19) apare un gol în formă de pîlnie, numit *retasură*. În figura 4.20 este prezentată retasura alungită într-un lingou de oțel aliat.

În cazul unei solidificări perfect dirijate (fig. 4.21, *a*) a unei lingotiere umplută cu metal lichid pînă la nivelul *AA*, dacă căldura este evacuată numai prin

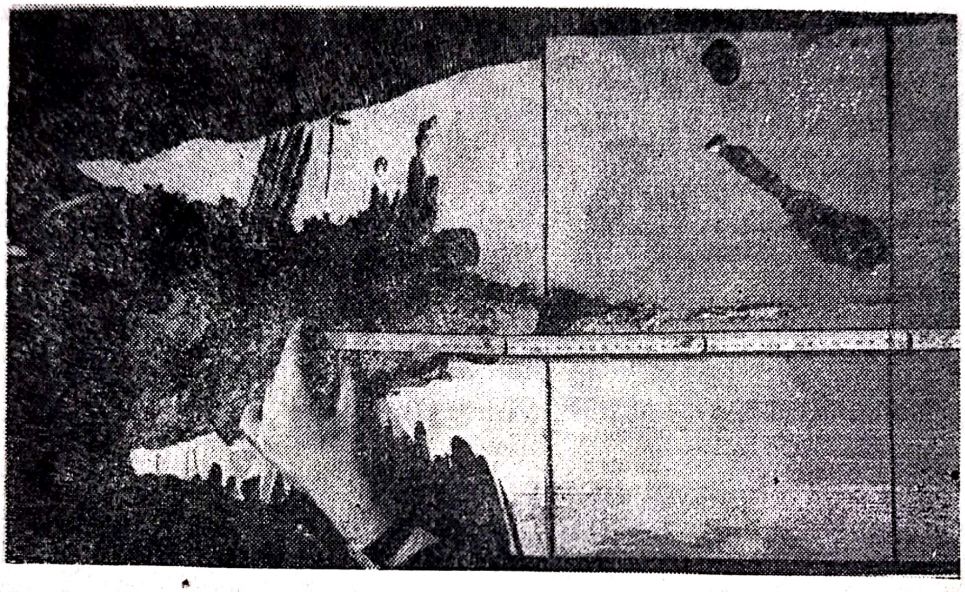


Fig. 4.20. Retasură într-un lingou de oțe laliat.

partea inferioară, atunci interfața solid-lichid *BB* se deplasează și la epuizarea lichidului atinge nivelul *CC*. Suprafața blocului solidificat se va găsi la un nivel inferior *CC* față de nivelul inițial al lichidului *AA*. În realitate însă evacuarea căldurii are loc pe toate suprafețele lingotierei și pe suprafața liberă a metalului și în acest caz partea superioară a solidului va căpăta forma *ABC*. Solidificarea are loc pe etape succesive, reprezentată prin zonele haşurate (fig. 4.21, *b*) și de aceea retasura are forma mai mult sau mai puțin asemănătoare cu a unei pîlnii. Dacă evacuarea căldurii pe suprafața liberă a metalului este intensă, atunci se formează o crustă superficială și retasura va fi prinsă în interiorul lingoului (fig. 4.21, *c*). Se poate obține în acest caz o retasură prelungită sau o retasură fragmentată, pătrunzînd adînc în lingou.

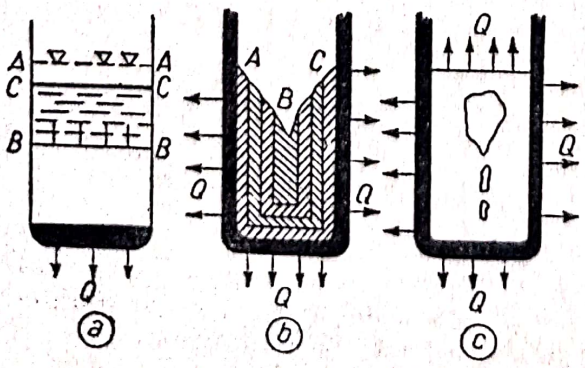


Fig. 4.21. Solidificarea metalului lichid într-o lingotieră.

Prin diferite forme date lingotierei, prin dimensionarea corespunzătoare a maselotei se poate acționa asupra micșorării retasurii. Dat fiind prezența acestui defect în partea superioară a lingoului, se practică o *șutare* (îndepărtarea prin tăiere a capului) corespunzătoare a 15% din lungime.

4.5.2. Segregația

În timpul solidificării se produce o neomogenitate chimică provocată de procesul selectiv de cristalizare.

Elementele însoțitoare și impuritățile se separă datorită greutății lor specifice, diferită de a topiturii. Separarea acestor elemente se face prin trecerea spre centru și în partea superioară, formînd zone *chimice neomogene.*

Segregația are loc :

— fie datorită diferenței de greutate specifică dintre cristalele formate și topitură (are loc o decantare a cristalelor în topitură, zona *IV,* fig. 4.19) ;

— fie datorită diferenței dintre temperaturile de solidificare ale componentelor.

După modul de distribuire și după mărimea lor segregațiile au caracter de :

— *segregații zonale,* cînd sînt repartizate pe zonele de cristalizare ale lingoului (segregație superioară cînd e plasată în partea superioară a lingoului și segregație inferioară, cînd este plasată în partea inferioară a lingoului). Datorită acestui fapt se practică și șutarea piciorului lingoului pe o lungime corespunzătoare de 7% ;

— *segregații zonale directe,* atunci cînd neomogenitățile chimice sau structurale se localizează în partea centrală și spre retasura lingoului ;

— *segregații zonale inverse,* cînd se realizează prin îmbogățirea straturilor exterioare în anumite elemente, situație favorizată de supraîncălzirea topiturii și răcirea ei cu viteză mare.

Segregațiile zonale pot fi observate prin mijloace simple (cu ochiul liber, cu ajutorul lupelor) și ca atare poartă și denumirea de *macrosegregații ;*

— *segregațiile intra și intercristaline* se caracterizează prin neomogenități chimice în interiorul cristalitelor sau la limita grăunților cristalini. Neomogenitatea chimică în interiorul cristalitelor este o consecință a diferenței de compoziție a solidului și lichidului, ca urmare a solubilității sau difuziunii diferite a componentelor, în stare solidă și lichidă.

Pe măsura solidificării, lichidul din vecinătatea interfeței va avea compoziție diferită de a masei lichide și în consecință vor apare segregări intracristaline (fig. 4.22), adică straturile 1, 2, 3, 4 vor prezenta diferențe între compozițiile lor chimice.

Segregația intracristalină poartă denumirea și de *segregație dendritică.* Un exemplu tipic de segregație intracristalină este cea dată de fosfor (așa-numitele benzi fosforoase). Difuziunea fosforului este mai mică decît a carbonului și partea din lichid care se solidifică ultima va fi mai

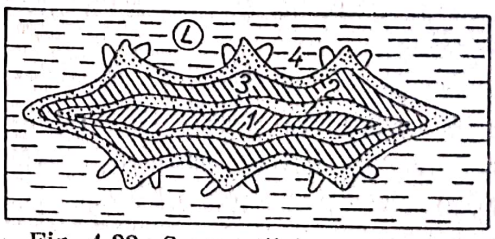


Fig. 4.22. Segregații intracristaline.

Scanned with OKEN Scanner

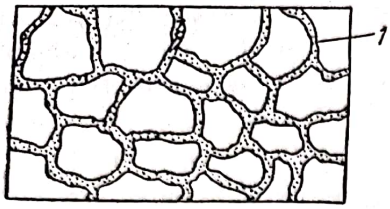


Fig. 4.23. Segregații intercristaline.

bogată în fosfor, adică unele ramuri ale dendritei (primele apărute) vor avea conținut mai sărac în fosfor, iar altele (ultimele apărute) vor fi mai bogate în fosfor.

Între cristalite și între cristale, lichidul ce se solidifică ultimul va fi mai bogat în impurități adică în alte elemente decît elementele principale ale topiturii și limitele grăunților prezintă neomogenități chimice. Acest tip de segregație, poartă denumirea de segregație intercristalină (fig. 4.23). Elemente ca P, S, C etc. au tendința mai mare spre segregare și formează segregații intra și intercristaline ce pot fi evidențiate prin cercetarea macro și microscopică.

4.5.3. **Porozități — sufluri**

Este posibil ca o parte din topitură să fie izolată între grupuri de dendrite sau la limitele cristalelor primare și la terminarea solidificării se produc goluri mici de contracție locală, numite *microretasuri,* care avînd dimensiuni mici și fiind înguste, umplute cu gaze, nu mai permit pătrunderea lichidului. Microretasurile (porozitățile) pot apare în tot lingoul, însă mai frecvent în zonele care se solidifică ultimele, în apropierea retasurii și mai ales în centrul lingourilor înalte și de secțiune mică.

Dacă centrul lingoului se solidifică brusc (scoaterea timpurie a maselotei), atunci crește porozitatea. Pentru reducerea porozității trebuiesc luate măsuri tehnologice privind răcirea și degazarea lingourilor.

Pe măsura solidificării, scăzînd temperatura, scade solubilitatea gazelor în topitură și în consecință există probabilitatea ca să aibă loc o concentrație a gazelor în zonele mai fierbinți ale lingoului. Creșterea viscozității topiturii, nu permite ieșirea gazelor la suprafață și ca atare se formează goluri în material, numite *sufluri.* Suflurile se pot forma pe coroana exterioară a lingoului sau pe coroana interioară, sau pot fi repartizate în toată masa acestuia (fig. 4.24). Factorul principal de care depinde apariția suflurilor îl constituie gradul de degazare a lingourilor și în special dezoxidarea. Adaosurile de Si, Mn, Al în anumită proporție provoacă legarea oxigenului, degazarea în general și reducerea porozității și suflurilor. Oțelul care a fost degazat și din care s-a evacuat oxidul feros în exces față de limita de solubilitate, poartă denumirea de *oțel calmat.*

În cazul oțelului calmat pot apare sufluri de hidrogen și poate avea loc chiar o fierbere datorită degajării acestuia.

Se poate aprecia în general că suflurile sînt goluri mici, pline cu gaze, pe pereții cărora nu apare cristalizarea dendritică. Prezența suflurilor în material solidificat constituie defecte, care-i reduc caracteristicile mecanice.

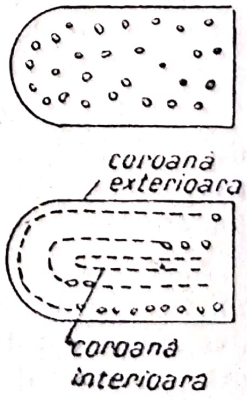


Fig. 4.24. Repartizarea suflurilor într-un lingou.

Scanned with OKEN Scanner

4.5.4. Incluziuni nemetalice

Incluziunile nemetalice sînt particule cu structură diferită de a metalului şi pot avea caracter *endogen* sau *exogen*. Incluziunile endogene sînt produse ale reacţiilor din topitură şi pot avea natură *oxidică* sau *sulfidică*, cu sau fără solubilitate în stare lichidă. Incluziunile endogene oxidice se formează în funcţie de solubilitatea oxidului feros în oţel, solubilitate care depinde de temperatură, de conţinutul în carbon, de natura şi fluiditatea zgurii etc. Oţelul calmat are un grad de puritate mai mare comparativ cu cel necalmat. Incluziunile oxidice exogene pătrund în topitură din exterior, (particule de silicaţi din căptuşeala cuptoarelor, oalelor de turnare etc., particule de zgură) au dimensiuni mari şi sînt localizate zonal.

Incluziunile sulfidice sînt de fapt sufluri complexe ale Fe, Mn, Al, V, Zr etc. şi eutectice ale acestora. Combinaţiile sulfului se concentrează în zona centrală a lingoului.

4.5.5. Alte defecte ale lingoului

Pe suprafaţa lingoului pot apare fisuri, crăpături, suduri la rece, scoarţe etc., care pot atrage după sine chiar rebutarea acestuia.

Dacă în timpul solidificării este frînată contracţia după axa longitudinală, apar crăpături orizontale. Asemenea crăpături pot să apară şi dacă vîna de lichid loveşte puternic crusta solidificată. Crăpăturile verticale apar atunci cînd crusta solidificată este subţire şi nu rezistă presiunii coloanei de lichid. Evitarea apariţiei crăpăturilor se poate face prin măsuri tehnologice : lingotiere corect dimensionate, turnare cu viteză corespunzătoare etc.

În cazul turnării violente, sau a turnării prea rece, în sifon se formează cruste solide (pojghiţe) care urcă în topitură şi rămîn înglobate sudîndu-se parţial. Asemenea defecte sînt cunoscute ca *suduri la rece*.

Scanned with OKEN Scanner

CAPITOLUL 5

ALIAJE BINARE

5.1. SISTEME DE ALIAJE

Un aliaj este prin definiţie rezultatul solidificării unui amestec de mai multe metale, prealabil topite. Totodată prin generalizare se înglobează în studiul aliajelor elemente asociate metalelor, metaloizii: azotul, carbonul, siliciul, borul etc.

După numărul componentelor aliajele pot fi: binare, ternare, cuaternare, polinare. Se consideră ca element component acela care participă în cantitate suficientă ca să modifice una sau mai multe proprietăţi ale aliajului. Impurităţile prezente în aliaje fiind în cantitate mică nu joacă rol de componente.

La topire şi răcire ulterioară, componentele reacţionează între ele şi formează cristale de: soluţii solide, amestecuri mecanice, compuşi chimici şi intermetalici, aceasta funcţie de solubilitatea lor în stare solidă şi alte condiţii termodinamice. Acestea formează constituenţii structurali ai aliajului sau fazele acestuia.

Un sistem de aliaje este format prin varierea concentraţiei componentelor între zero şi 100%.

Gradul de libertate sau varianţa sistemului depinde de numărul componentelor, al factorilor interdependenţi şi al fazelor existente.

Expresia matematică a legii fazelor este:

$$V=N+f-\varphi, \tag{5.1}$$

în care: V este varianţa sistemului; N – numărul componenţilor aliajului; f – numărul factorilor de acţiune, adică numărul factorilor fizici: temperatură, presiune, concentraţie, forţe electromotoare etc., susceptibile de a interveni în starea sistemului; φ – numărul de faze.

Factorii fizici (de acţiune) cei mai importanţi sînt: temperatura, presiunea şi concentraţia. Cum în general în procesele metalurgice se admite presiunea constantă, atunci $f=2$.

De obicei, numărul fazelor este numărul aspectelor diferite pe care le ia materia sistemului şi anume:

– faza gazoasă φ_g fiind dată de gradul de difuzibilitate a gazelor, se consideră că ele se amestecă integral pentru a da o singură fază ($\varphi_g=1$). În metalurgie nu se lucrează în faza gazoasă;

– faza lichidă φ_l care poate sau nu să existe. În acest caz lichidele care se suprapun fără să se amestece formează două faze ($\varphi_l=2$);

Scanned with OKEN Scanner

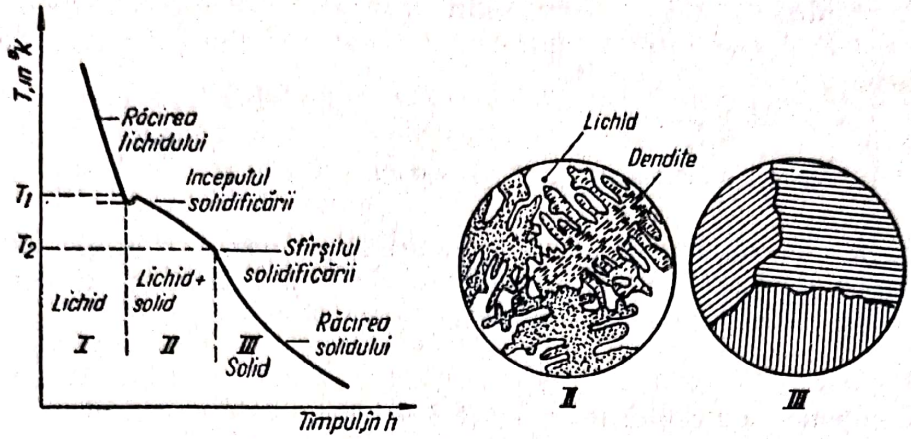


Fig. 5.1. Curba de răcire și structura unui aliaj binar.

– faza solidă φ_s care poate sau nu să existe. Ea prezintă mai multe variante, căci ea are cristale de speță diferită, fie din metale pure, fie din soluțiile solide ale metalelor, fie din combinații intermetalice.

Se precizează că eutecticul și eutectoidul fiind constituite din juxtapunerea mecanică a mai multor faze, nu vor fi considerate ele însăși ca faze noi.

Ținînd seama de aceste observații legea fazelor pentru metalurgie va avea forma :

$$V=N+2-(\varphi_g+\varphi_l+\varphi_s)=N+1-(\varphi_l+\varphi_s) \qquad (5.2)$$

Pornind de la această lege se poate construi diagrama de echilibru a sistemului de aliaje sau se pot defini factorii asupra cărora trebuie să se acționeze pentru a schimba starea aliajului.

Construirea diagramei de echilibru a aliajelor se face în mod curent pe baza analizelor de laborator urmărind prin analiză termică, analiză dilatometrică, raze X și cercetare metalografică, starea sistemului pentru diferite concentrații ale componentelor în cursul răcirii din stare lichidă și pînă la temperatura ambiantă. Se folosesc de obicei curbele de răcire pentru trasarea liniilor de echilibru ale sistemului de aliaje considerate. De exemplu, pentru un aliaj binar XY curbele de răcire au alura din figura 5.1.

Spre deosebire de metale, aliajele se solidifică într-un interval de temperaturi $T_1 \ldots T_2$ (fig. 5.1).

Se va considera aliajul format din componenții X și Y, iar curbele de răcire pentru diferite concentrații în Y ale aliajului indică temperaturile de început și de sfîrșit ale solidificării.

Fie aliajele cu concentrațiile a, b, e, c, d dintr-un sistem binar și temperaturile de început și sfîrșit ale solidificării respective : 1, 1′ ; 2, 2′ ; 3, 3′ ; 4, 4′ ; 5, 5′ ; așezînd aceste valori în coordonatele temperatură-concentrație, se obține o diagramă de echilibru (fig. 5.2).

Locul geometric al tuturor punctelor de început a solidificării formează curba lichidus AEB, iar al celor de sfîrșit a solidificării curba solidus $ADECB$. Deasupra curbei lichidus, sistemul se află în stare lichidă L, iar

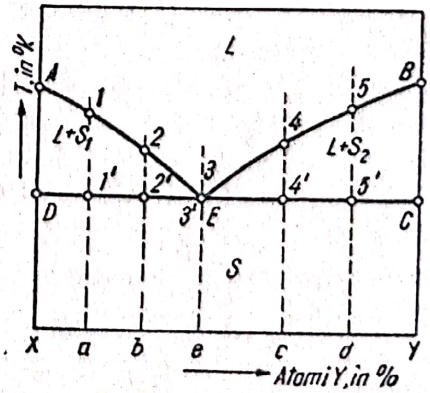


Fig. 5.2. Diagramă de echilibru.

sub curba solidus se află în stare solidă *S*. Între cele două curbe *AEB* și *ADECB* sistemul este format dintr-un amestec de lichid și solid, două faze în echilibru.

5.2. DIAGRAME DE ECHILIBRU ALE ALIAJELOR BINARE

Diagramele de echilibru ale aliajelor binare se pot clasifica după solubilitatea componentelor în stare lichidă și solidă și dacă în timpul solidificării au loc sau nu reacții chimice sau apariții de noi faze (fig. 5.3).

5.2.1. Componente insolubile în stare lichidă

Acest caz este destul de rar în metalurgie și apare pentru fier și plumb. Dacă se pune într-un creuzet fier și plumb în stare topită, ele se vor suprapune în ordinea densității și la solidificare vor apare două straturi : fierul la 1 812 °K (1 539 °C) și plumbul la 600 °K (327 °C). Nu se formează aliaje, nu apare o diagramă de echilibru.

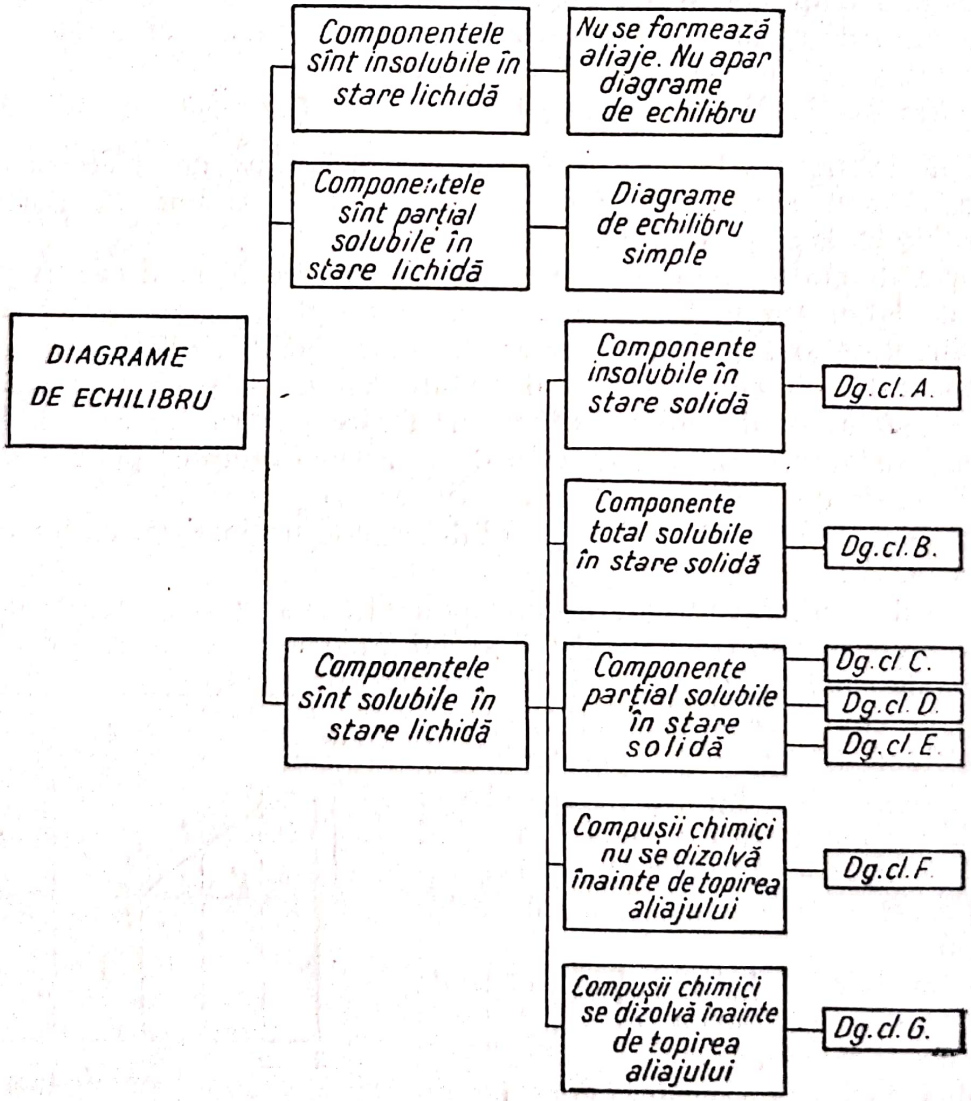


Fig. 5.3. Clasificarea diagramelor de echilibru.

Scanned with OKEN Scanner

5.2.2. Componente parțial solubile în stare lichidă

Dacă într-un creuzet există plumb topit și la 800 °K i se adaugă zinc în cantități crescînde, zincul se va dizolva pînă în momentul cînd concentrația sa ajunge la 15%. După ce a fost atinsă această concentrație plumbul nu mai dizolvă zinc, dar apare o a doua fază conținînd la temperatura considerată 90% Zn și 10% Pb.

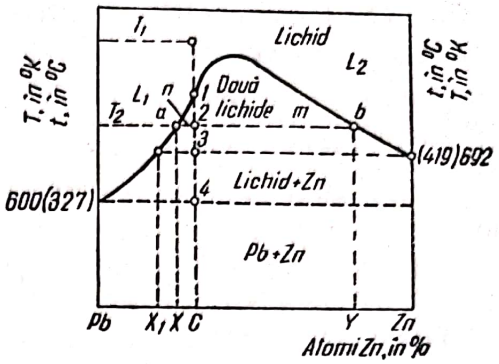


Fig. 5.4. Diagrama de echilibru Pb—Zn.

Dacă se variază temperaturile și proporția componenților, iar datele obținute sînt trecute într-o diagramă temperatură-concentrație, de la 0% la 100% componente, se obține alura curbei din figura 5.4.

Curba din figura 5.4 delimitează un domeniu de concentrație în care este imposibil să se obțină o soluție solidă. Acest domeniu poartă numele de *lacună de solubilitate*. Se observă de asemenea că sub o anumită temperatură toate soluțiile devin posibile.

Dacă se amestecă la o temperatură destul de ridicată T_1, Pb și Zn de așa manieră încît Zn are o concentrație c% în amestec, starea amestecului e reprezentată prin punctul 1. Dacă se scade temperatura pînă la o anumită valoare T_2 (punctul 2) se constată că lichidul se separă în două straturi bine definite: unul bogat în Pb și conținînd x% Zn și altul bogat în Zn și conținînd y% Zn.

Dacă temperatura scade și mai mult, primul strat sărăcește din ce în ce mai mult în Zn, pe cînd cel de al doilea se îmbogățește în Zn.

La 692 °K (419 °C) punctul de solidificare al zincului pur (punctul 3), soluția bogată în Zn, care a eliminat tot Pb său, se solidifică, pe cînd soluția bogată în Pb conține acum x_1% Zn. La 600 °K (327 °C) se produce solidificarea Pb (punctul 4) și în final se obține separarea celor două metale în stare solidă. Se vede că și componentele parțial solubile în stare lichidă nu pot să dea aliaje.

Pentru obținerea aliajelor această metodă nu prezintă importanță, însă industrial ea este utilizată pentru *afinarea zincului brut,* adică a Zn ce conține și Pb. Este suficient de a topi amestecul și apoi a-l lăsa să se răcească. Către temperatura de 623 °K se formează două straturi lichide și este suficient de a culege stratul superior care-i format din Zn pur.

5.2.2.1. **Determinarea fazelor în echilibru, a concentrației și a cantității lor.** Diagramele de echilibru pot furniza date pentru determinarea naturii și cantității fazelor la temperaturile considerate.

Se consideră temperatura T_2 (fig. 5.4) și se cere determinarea numărului fazelor în echilibru a concentrației și greutății lor. Fazele în echilibru la temperatura T_2 vor fi: a de concentrație x% Zn și b de concentrație y% Zn. Se admite că greutatea soluției inițiale este G, concentrația ei în Zn este c, fazele în echilibru G_a și G_b, iar concentrația fazelor x, respectiv y% Zn. Atunci:

$$G = G_a + G_b. \tag{5.3}$$

Exprimînd de exemplu conținutul în zinc al celor două faze și știind că acesta este egal cu cel conținut în soluția inițială, se scrie o a doua ecuație:

$$\frac{G_a x}{100} + \frac{G_b y}{100} = \frac{G_c}{100}. \tag{5.4}$$

Scanned with OKEN Scanner

Din cele două ecuații se poate determina fie valoarea lui G_a fie a lui G_b. Înlocuind în ecuațiile (5.4) G_b prin valoarea sa din ecuația (5.3) se obține:

$$G_a\,(y-x)=G\,(y-c).$$

De pe diagrama (5.4) se vede că:

$$y-x=m+n \text{ și } y-c=m,$$

iar

$$G_a=\frac{m}{m+n}\,G. \tag{5.5}$$

După același raționament se obține valoarea lui G_b:

$$G_b=\frac{n}{m+n}\,G. \tag{5.6}$$

Din aceste două relații se deduce:

$$\frac{G_a}{G_b}=\frac{m}{n}, \tag{5.7}$$

ceea ce arată că raportul greutăților celor două faze este egal cu raportul segmentelor m și n. Această relație (5.7) este valabilă pentru orice diagramă binară și metoda mai este cunoscută sub numele de *regula orizontalei*.

Exemplu de calcul:

Se consideră un kg amestec Pb—Zn, cu o concentrație în Zn de 30% (c=30% Zn). Se cere să se afle natura și cantitatea fazelor în echilibru la temperatura de 733 °K (460 °C), știind că faza a are 20% Zn și faza b 80% Zn.

$$G_a=\frac{m}{m+n}\quad G=\frac{80-30}{60}\,1=\frac{50}{60}\,1=\frac{5}{6}$$

$$G_b=\frac{n}{m+n}\quad G=\frac{30-20}{60}=\frac{1}{6}$$

$$G_a+G_b=\frac{5}{6}+\frac{1}{6}=1.$$

5.2.3. Componente care prezintă solubilitate perfectă în stare lichidă și au diferite grade de solubilitate în stare solidă

În această situație se pot forma soluții solide, soluții solide și compuși intermetalici sau se separă cristale ale componentelor. Datorită acestei situații vor apare diverse clase de diagrame (fig. 5.3), care vor prezenta anumite particularități.

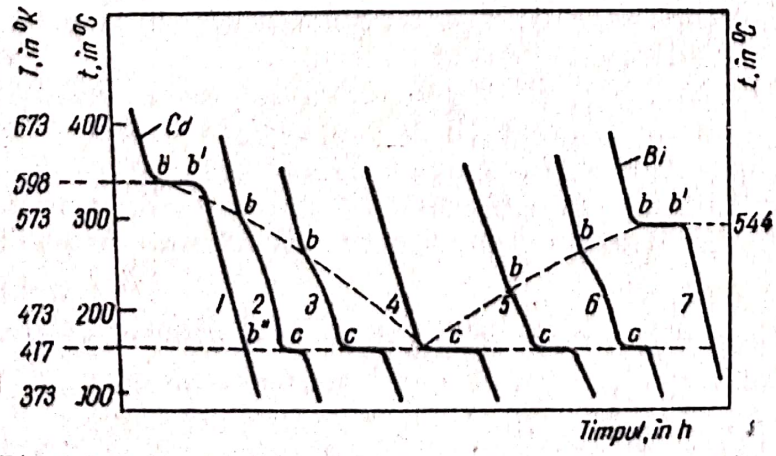


Fig. 5.5. Curbe de răcire ale sistemului de aliaje Cd—Bi.

5.2.3.1. **Componentele sînt insolubile în stare solidă (Diagrama clasa *A*).** Introducînd succesiv într-un creuzet diferite amestecuri de metale topite, insolubile în stare solidă, ca de exemplu cadmiu și bismut, se vor obține prin răcire curbele temperatură-timp (fig. 5.5).

Curbele 1 şi 7 referitoare la Cd şi Bi pur au un palier situat la o înălţime diferită şi corespunzătoare temperaturii de solidificare a celor două metale.

Dacă se răceşte un amestec de 80% Cd şi 20% Bi (curba 2), se observă că scade temperatura de solidificare proporţional cu creşterea conţinutului în Bi. Analiza chimică şi fizică arată că primele cristale care iau naştere în soluţia solidă sînt formate din Cd (punctul *b*). Formarea acestor cristale provoacă mărirea concentraţiei soluţiei solide în Bi şi ca urmare o diminuare a temperaturii de solidificare *b″*. Procesul de solidificare se continuă prin creşterea cristalelor de Cd pînă cînd în soluţia lichidă rămasă, Bi atinge 60% (punctul *b″*). În acest moment soluţia lichidă este saturată în Bi şi atunci se formează simultan cristale de Cd şi de Bi. În tot timpul duratei acestei cristalizări care epuizează soluţia lichidă, concentraţia nu se mai schimbă, iar temperatura rămîne constantă *b″c*. După acest punct *c* aliajul complet solidificat se răceşte după linia *cd*.

Temperatura eutecticului şi concentraţia eutecticului (aliaj 4) sînt constante şi nu depind în nici un caz de concentraţia iniţială a aliajului. La temperatura şi concentraţia eutecticului varianta sistemului va fi : $V=2+1-3=0$; sistemul este invariant.

Aplicînd acelaşi raţionament la răcirea unei soluţii lichide conţinînd 40% Bi, se obţine curba 3, punctul *b* este situat mai jos iar saturarea în Bi fiind mai rapidă, cantitatea de eutectic este mai mare şi palierul corespunzător eutecticului este mai întins. Dacă se răceşte o soluţie lichidă conţinînd 60% Bi (concentraţia eutecticului), acesta nu va depune decît cristale eutectice şi va avea loc numai la temperatură constantă (curba 4).

Dacă se fac aceleaşi experienţe, dar cu Bi pur şi cu aliaje din ce în ce mai bogate în Cd, se vor obţine curbele 5, 6 şi 7, care au aceeaşi alură cu curbele precedente şi care se leagă de acestea prin intermediul curbei 4. Singurele puncte interesante ale curbelor de răcire sînt cele corespunzătoare temperaturilor începutului şi sfîrşitului solidificării diferitelor soluţii *b* şi *c*. Aranjînd aceste puncte într-un sistem de axe temperatură-concentraţie se obţine diagrama de echilibru Cd-Bi (fig. 5.6).

Linia *AEB*, locul punctelor *b* ale începutului solidificării diferitelor soluţii se numeşte *lichidus*, iar linia *ADECB*, locul punctelor de sfîrşit de solidificare se numeşte *solidus*.

Cu ajutorul diagramei de echilibru se poate studia modul de solidificare al aliajului Cd-Bi.

Fie aliajul cu 15% Bi (1) care este răcit la temperatura T_1. Cînd lichidul a atins temperatura T_2 se formează primele cristale de Cd pur. Aceste cristale iniţiale sau *germeni* au o orientare oarecare, sînt repartizate mai mult sau mai puţin regulat în masa lichidă şi din cauza viscozităţii mediului, rămîn în suspensie în locurile unde s-au format. Pe măsură ce temperatura descreşte, noi germeni de Cd iau naştere în masa lichidă, în timp ce primii germeni cresc, iar lichidul se îmbogăţeşte în Bi urmărind linia *AE*.

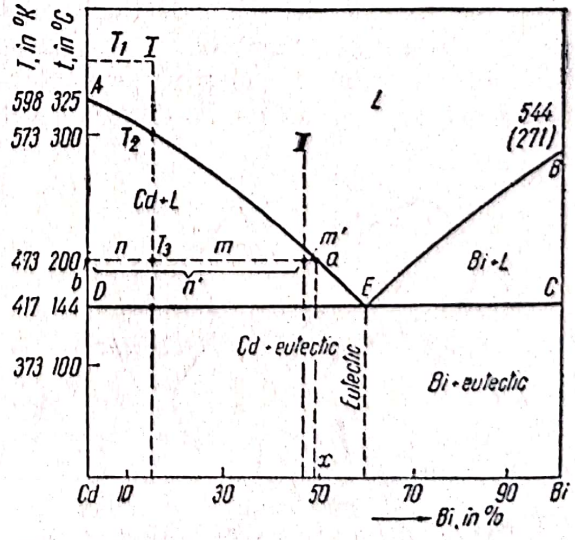


Fig. 5.6. Diagrama de echilibru Cd—Bi.

La temperatura T_3, starea sistemului va fi net definită și se compune din Cd solid și din soluție lichidă, în cantități care vor fi în raport invers cu segmentele m și n, concentrația lichidului în Bi fiind dată de abscisa punctului a.

Orizontala corespunzătoare temperaturii T_3 intersectează liniile de echilibru în b (linia AD) și în a (linia AE) și determină faza solidă (100% Cd) și faza lichidă (x% Bi). Greutățile fazelor prezente în structură la temperatura T_3 vor fi:

$$G_b = \frac{m}{m+n} G_{15}\ ; \qquad G_a = \frac{n}{m+n} G_{15}.$$

Varianța sistemului va fi: $V = 2+1-2 = 1$, sistem monovariant. Se poate schimba fie temperatura, fie concentrația fără ca starea acestuia să sufere modificări.

La o temperatură foarte ușor superioară lui 417 °K (144 °C), temperatura eutecticului, grăunții care sînt deja dezvoltați, se ating și închid între ei lichidul care are o concentrație foarte apropiată de a eutecticului. O ușoară coborîre a temperaturii provoacă solidificarea lichidului sub formă de eutectic (fig. 5.7).

Dacă se ia o soluție conținînd de exemplu 45% Bi, solidificarea se face aproape în același mod, cu singura diferență că la temperatura eutecticului cantitatea de lichid este mai mare. Pentru a ne da seama este suficient de a compara segmentele m' și n' cu m și n. Orizontala trasată la temperatura T_3 a diagramei de echilibru determină fazele: solidă de concentrație 100% Cd și lichidă de concentrație x% Bi, iar față de linia de concentrație a aliajului cu 45% Bi, segmentele n' și m'. Greutățile fazelor sînt:

$$G_{b'} = \frac{m'}{m'+n'} G_{45}\ ; \qquad G_{a'} = \frac{n'}{m'+n'} G_{45}.$$

Comparînd segmentele determinate de intersecția orizontalei cu concentrațiile aliajelor cu 15% Bi respectiv 45% Bi se observă că $n' \gg n$, iar $m' \ll m$ și ca atare faza lichidă va fi prezentă în structură în cantitate mai mare.

În acest caz cristalele de Cd pur nu sînt în număr suficient și nici mari pentru a se atinge și rămîn izolate în lichidul eutectic (fig. 5.8).

Un aliaj cu 60% Bi are o structură formată numai din eutectic. Aliajele cu mai puțin de 60% Bi sînt formate din grăunți de Cd de primă solidificare (primari) și zonă de eutectic, mărimea acesteia micșorîndu-se pe măsură ce descrește concentrația în Bi.

Se precizează că eutecticul este format din lamele alternative de Cd și Bi a căror grosime și număr depinde esențial de rapiditatea răcirii în jurul temperaturii eutecticului. Dacă răcirea s-a făcut lent, lamelele sînt groase, deoarece s-a favorizat creșterea lor în detrimentul vitezei de germinare. Din contră, dacă

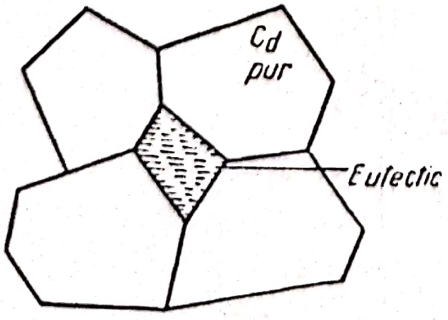


Fig. 5.7. Structura unui aliaj hipoeutectic cu concentrație apropiată de origine.

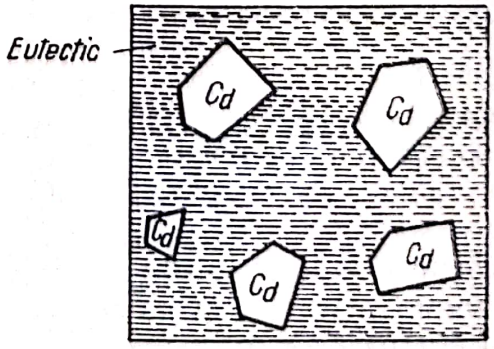


Fig. 5.8. Structura unui aliaj hipoeutectic cu concentrație apropiată de a eutecticului.

viteza de răcire este mare, viteza de germinare este mare și lamelele sînt extrem de fine. În acest din urmă caz, zonele de eutectic apar în general ca zone uniforme negre.

5.2.3.2. **Componentele sînt complet solubile în stare solidă. (Diagrama clasa *B*).** Se consideră aliajele formate din antimoniu și bismut și se ridică curbele de răcire, cu viteză mică pentru a da posibilitatea omogenizării soluției solide.

Curbele de răcire pentru diverse aliaje Sb-Bi sînt reprezentate în figura 5.9 și permit o remarcă generală, punctul de solidificare al antimoniului scade proporțional cu cantitatea de Bi dizolvată, contrar celor observate la aliajele din clasa A.

Linia *ab* corespunde răcirii lichidului, punctul *b* corespunde începutului solidificării, iar *c* sfîrșitului solidificării.

La temperatura T_1, inferioară temperaturii de solidificare a antimoniului 903 °K (630 °C), lichidul începe să se solidifice prin formarea primei serii de mici cristale (fig. 5.9, curba 2).

Dacă se analizează pe cale chimică și fizică aceste cristale se constată că sînt formate dintr-o soluție solidă de substituție conținînd 95% Sb și 5% Bi. Crescînd conținutul în Bi al soluției, solidificarea nu poate să se continue decît dacă se micșorează temperatura. La o temperatură T_2 primele cristale încep să crească datorită creșterii numărului atomilor de Sb și Bi în soluție.

Analiza chimică indică o ușoară creștere a conținutului în Bi față de situația precedentă. Pentru a se forma un al treilea depozit de cristale este necesară scăderea temperaturii T_3. Acest nou depozit este mai bogat în Bi ca precedentul. Solidificarea are loc după acest proces pînă ce ultima picătură de lichid dispare (*c*) și din acest moment soluția solidă este omogenă, concentrația sa fiind egală cu a lichidului inițial.

Efectuarea unor experiențe succesive cu aliaje ce conțin din ce în ce mai mult Bi permite obținerea de curbe de răcire calitativ comparabile (curbele 3 și 4, fig. 5.9), dar punctele *b* și *c* sînt deplasate la temperaturi din ce în ce mai joase.

Se precizează că dacă se face o răcire mai rapidă atomii de Bi nu vor avea timp de a difuza și se va obține o soluție solidă eterogenă (fenomen de segregație). Omogenizarea soluției solide se obține printr-o încălzire la temperaturi suficient de mari, care să favorizeze difuziunea atomilor.

Dacă se raportează punctele *b* și *c* într-un sistem de axe temperatură-concentrație, se va obține diagrama de echilibru (fig. 5.10). Se

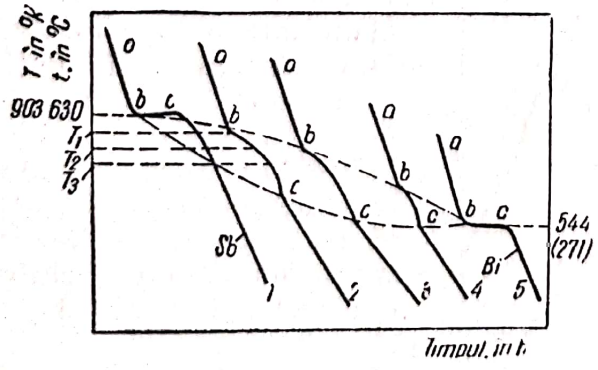


Fig. 5.9. Curbele de răcire ale sistemului de aliaje Sb—Bi.

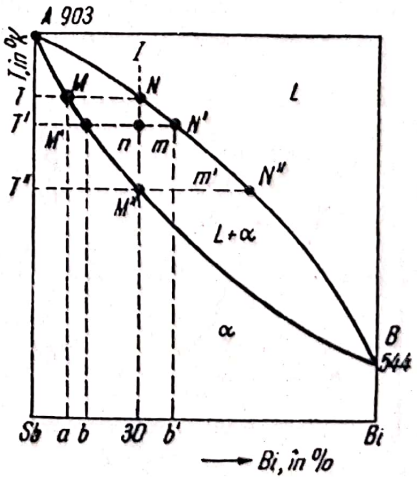


Fig. 5.10. Diagrama de echilibru Sb—Bi.

remarcă la extremitățile diagramei unirea liniilor lichidus și solidus. Solidificarea aliajului I se face în felul următor:

La temperatura T (punctul N) iau naștere primii germeni în masa lichidului. Concentrația lor $a\%$ este dată de abscisa punctului M.

La temperatura T' faza solidă are concentrația $b\%$ și faza lichidă $b'\%$ și raportul fazelor este dat de regula orizontalei. Pentru aliajul I fazele de echilibru precum și cantitățile lor la temperatura T' se determină cu ajutorul regulei orizontalei.

Fazele în echilibru sînt solidul cu concentrația $b\%$ Bi și lichidul cu $b'\%$ Bi. Cantitățile fazelor vor fi:

$$G_b = \frac{m}{m+n} G_{30}\,; \quad G_{b'} = \frac{n}{m+n} G_{30}.$$

Pe măsură ce scade temperatura, faza lichidă și solidă se îmbogățește în Bi, urmărind liniile respective $N'N''$, $M'M''$.

La temperatura T'' tot aliajul este solidificat ($n=0$) și concentrația sa este egală cu cea a lichidului inițial. La temperatura T'', cantitățile fazelor prezente în structură vor fi: solid $G_{M''} = \frac{m}{m+n} G_{30} = G_{30}$; lichid $G_{N''} = \frac{n}{m+n} G_{30} = 0$, deoarece segmentul $n=0$.

Varianța sistemului: $V=2+1-1=2$, sistem bivariant. Se poate schimba atît temperatura cît și concentrația în limite largi fără a se modifica starea lui.

Germenii inițiali avînd o orientare oarecare în sînul lichidului, grăunții vor avea de asemenea orientări în soluția solidă. Cînd componentele sînt total solubile și în stare solidă se formează soluții solide.

În mod convențional soluția solidă rezultată prin solidificarea aliajelor considerate se notează cu α și se va numi soluție solidă α.

5.2.3.3. Componentele sînt parțial solubile în stare solidă

5.2.3.3.1. *Diagrama cu punct de eutexie (clasa C).* Se ia de exemplu un sistem Pb-Sn care în stare solidă prezintă o lacună de solubilitate și se determină toate curbele de răcire de la 100% pînă la 0% Pb. Se vor obține o serie de curbe de răcire reprezentate în figura 5.11.

Se observă că toate curbele plasate la dreapta sau la stînga curbei 4 au aceeași alură.

Curbele 1, 2, 6, 7 au aceeași formă ca și cele ale aliajelor din clasa B, cu excepția unei inflexiuni p și q care indică modificări ale fazei solide la acea temperatură.

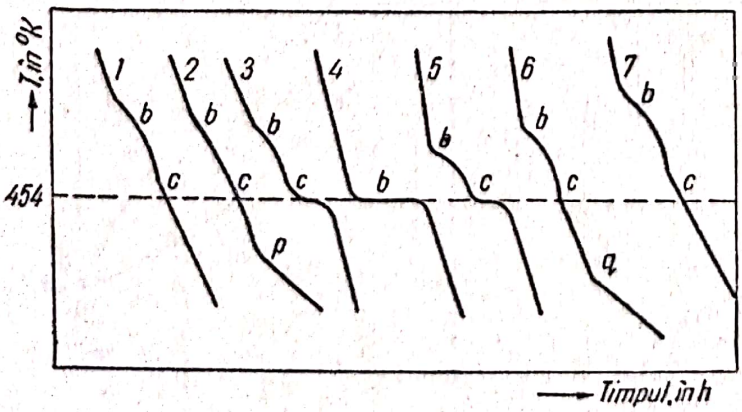


Fig. 5.11. Curbele de răcire ale sistemului de aliaje Pb—Sn.

De fapt, experiența arată că sub această temperatură, sistemul prezintă o lacună de solubilitate și faza solidă inițială se descompune în două faze solide, una bogată în Pb și alta bogată în Sn și legea răcirii este automat afectată. Curbele 3 și 5 sînt identice cu cele ale aliajelor din clasa A iar curba 4 este caracteristică aliajului eutectic.

Diagrama de echilibru stabilită ca și în cazurile precedente

remarcă la extremitățile diagramei unirea liniilor lichidus și solidus. Solidificarea aliajului I se face în felul următor:

La temperatura T (punctul N) iau naștere primii germeni în masa lichidului. Concentrația lor $a\%$ este dată de abscisa punctului M.

La temperatura T' faza solidă are concentrația $b\%$ și faza lichidă $b'\%$ și raportul fazelor este dat de regula orizontalei. Pentru aliajul I fazele de echilibru precum și cantitățile lor la temperatura T' se determină cu ajutorul regulei orizontalei.

Fazele în echilibru sînt solidul cu concentrația $b\%$ Bi și lichidul cu $b'\%$ Bi. Cantitățile fazelor vor fi:

$$G_b = \frac{m}{m+n} G_{30}\ ; \quad G_{b'} = \frac{n}{m+n} G_{30}.$$

Pe măsură ce scade temperatura, faza lichidă și solidă se îmbogățește în Bi, urmărind liniile respective $N'N''$, $M'M''$.

La temperatura T'' tot aliajul este solidificat ($n=0$) și concentrația sa este egală cu cea a lichidului inițial. La temperatura T'', cantitățile fazelor prezente în structură vor fi: solid $G_{M''} = \frac{m}{m+n} G_{30} = G_{30}$; lichid $G_{N''} = \frac{n}{m+n} G_{30} = 0$, deoarece segmentul $n=0$.

Varianța sistemului: $V=2+1-1=2$, sistem bivariant. Se poate schimba atît temperatura cît și concentrația în limite largi fără a se modifica starea lui.

Germenii inițiali avînd o orientare oarecare în sînul lichidului, grăunții vor avea de asemenea orientări în soluția solidă. Cînd componentele sînt total solubile și în stare solidă se formează soluții solide.

În mod convențional soluția solidă rezultată prin solidificarea aliajelor considerate se notează cu α și se va numi soluție solidă α.

5.2.3.3. Componentele sînt parțial solubile în stare solidă

5.2.3.3.1. *Diagrama cu punct de eutexie (clasa C).* Se ia de exemplu un sistem Pb-Sn care în stare solidă prezintă o lacună de solubilitate și se determină toate curbele de răcire de la 100% pînă la 0% Pb. Se vor obține o serie de curbe de răcire reprezentate în figura 5.11.

Se observă că toate curbele plasate la dreapta sau la stînga curbei 4 au aceeași alură.

Curbele 1, 2, 6, 7 au aceeași formă ca și cele ale aliajelor din clasa B, cu excepția unei inflexiuni p și q care indică modificări ale fazei solide la acea temperatură.

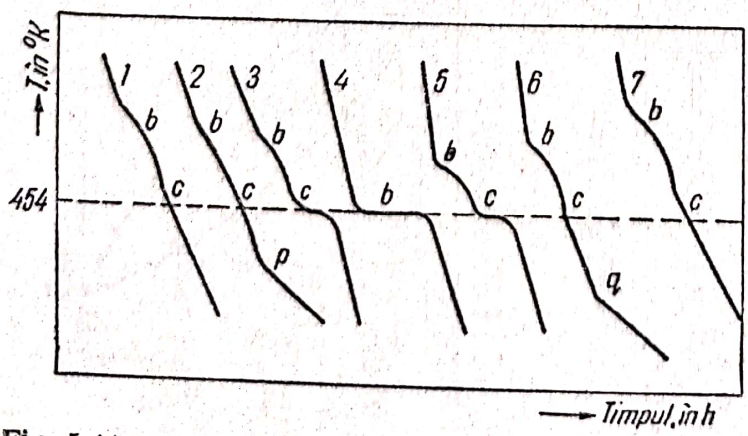


Fig. 5.11. Curbele de răcire ale sistemului de aliaje Pb—Sn.

De fapt, experiența arată că sub această temperatură, sistemul prezintă o lacună de solubilitate și faza solidă inițială se descompune în două faze solide, una bogată în Pb și alta bogată în Sn și legea răcirii este automat afectată. Curbele 3 și 5 sînt identice cu cele ale aliajelor din clasa A iar curba 4 este caracteristică aliajului eutectic.

Diagrama de echilibru stabilită ca și în cazurile precedente

pornind de la punctele izolate *b* și *c* este reprezentată în figura 5.12. Linia *AEC*, locul geometric al punctelor *b*, începutul solidificării este lichidus. Linia *ABEDC*, locul geometric al punctelor *c*, sfîrșitul solidificării este solidus. Orizontala *BED* corespunde la 454 °K (181 °C) și este temperatura de solidificare a eutecticului. Liniile *BF* și *DG*, locul geometric al punctelor *p* și *q*, limitează între ele o lacună de solubilitate.

Pornind de la diagrama de echilibru (fig. 5.12) se va urmări solidificarea diferitelor aliaje, iar structura lor va fi determinată cu ajutorul metalografiei optice, electronice, raze *X*, analiză magnetică.

Aliajul *I* se solidifică ca un aliaj de clasa *B* și în final apare soluția solidă α, soluție solidă de substituție a Sn în Pb. Din punct de vedere metalografic aliajul prezintă grăunți poliedrici de o anumită orientare cristalografică, fiecare grăunte fiind constituit din atomi de Pb și de Sn situați la întîmplare în nodurile rețelei cu fețe centrate a Pb pur (fig. 5.13).

Aliajul *II* se solidifică tot ca și precedentul și la o temperatură cuprinsă între punctele *c* și *p* este format din soluția solidă α. Sub punctul *p*, punct de întîlnire al verticalei *II* cu limita de solubilitate, soluția α sărăcește în Sn urmînd linia *BF*. Staniul în exces dizolvă Pb pentru a forma o a doua soluție solidă de substituție, notată prin β'' și care poartă denumirea de fază secundară. Această nouă soluție este formată din atomi de Sn și de Pb, situați la întîmplare în nodurile rețelei ortorombice a Sn pur. Dacă se coboară temperatura pînă la temperatura ambiantă, soluția solidă α continuă să sărăcească în Sn (linia *BF*), pe cînd soluția solidă β'' sărăcește în Pb (linia *DG*).

La orice temperatură inferioară lui *p* cantitățile celor două soluții solide sînt în același raport cu segmentele *m* și *n*, determinate de intersecția concentrației cu orizontala dusă prin acea temperatură :

$$\frac{G_\alpha}{G_{\beta''}} = \frac{m}{n}.$$

Aspectul metalografic este puternic influențat de viteza de răcire între *p* și temperatura ambiantă. Astfel, cînd răcirea este lentă, Sn în exces în soluția solidă α are timp de a difuza la limitele grăunților și de a se îngrămădi. Predilecția pentru difuziunea la limitele grăunților nu-i surprinzătoare pentru că aci rețeaua este deosebit de perturbată (lacune, dislocații, vacanțe).

Atomii de Sn, îngrămădiți la limitele grăunților, se organizează după o anumită rețea (ortorombică pentru Sn pur) din care cîteva noduri sînt ocupate de

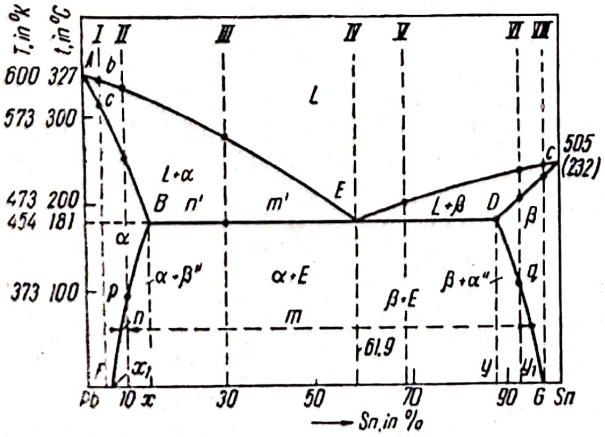


Fig. 5.12. Diagrama de echilibru Pb—Sn.

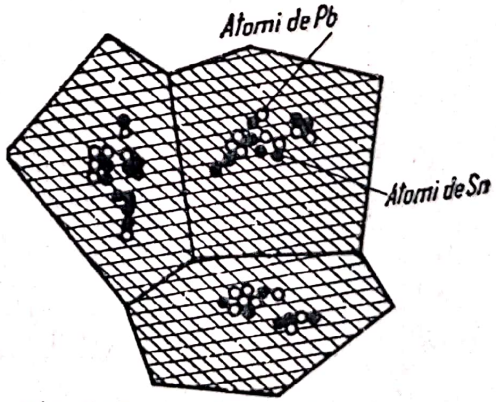


Fig. 5.13. Aranjarea atomilor pentru formarea soluției solide α.

atomi de Pb (soluție solidă de Pb în Sn, β – fig. 5.14). Din contră, dacă viteza de răcire este ridicată, migrarea atomilor din interiorul grăunților către limite este practic împiedicată și atomii de Sn în exces se îngrămădesc și se organizează pe loc, de preferință în zonele grăunților unde există imperfecțiuni de ordin geometric sau chimic. Diferiții grăunți α conțin o mulțime de grăunți mici β″ (fig. 5.15).

Cele două aspecte structurale (fig. 5.14 și fig. 5.15) au proprietăți mecanice net diferite.

Aliajul *III* se solidifică la fel cu aliajul *II* pînă la temperatura eutecticului 454 °K (181 °C). În acest moment grăunții poliedrici ai soluției solide înconjoară lichidul eutectic sau sînt înglobați în acesta după cantitatea relativă a soluției solide și a lichidului în acea zonă. Pentru a distinge cele două cazuri este suficient de a aplica regula orizontalei $\frac{G_\alpha}{G_L} = \frac{m'}{n'}$ și a determina valorile lui n' și m' după poziția verticalei *III*.

La 454 °K (181 °C) lichidul rămas se solidifică pentru a da eutecticul și contrar aliajelor din clasa *A* el este format din lamele alternative de soluție solidă α și β ale căror concentrație în Sn și Pb sînt cele ale punctelor *B* și *D*. Dacă se răcesc aliajele pînă la temperatura ambiantă soluțiile solide α și β, fie că aparțin eutecticului sau nu, evoluează după liniile *BF* și *DG*. Cu alte cuvinte, faza α se descompune parțial în faza β″, pe cînd faza β a eutecticului se descompune parțial în α″.

La temperatura eutecticului faza α are concentrația x% Sn, iar faza β are y% Sn.

La temperatura ambiantă faza α are concentrația x_1% Sn, ($x_1 < x$), iar faza β are concentrația y_1% Sn ($y_1 > y$), deci și-au schimbat concentrațiile eliberînd cantități de Sn sau de Pb și formînd respectiv soluțiile solide β″, α″. Deoarece aceste soluții solide au luat naștere în stare solidă vor fi denumite soluții solide secundare. Aspectul grăunților este influențat de viteza de răcire la temperaturi inferioare eutecticului.

În cazul aliajului *IV* lichidul se solidifică totalmente la 454 °K (181 °C), sub formă de α+β. De la această temperatură fazele α și β evoluează după liniile *BF* și *DG*.

Aliajele *V*, *VI* și *VII* se solidifică respectiv ca aliajele *III*, *II* și *I*, cu deosebirea că soluția proeutectică este β și nu α.

Calculul cantitativ al constituenților structurali, existenți la temperatura ambiantă într-un sistem de aliaje, ale căror componente sînt parțial solubile în stare

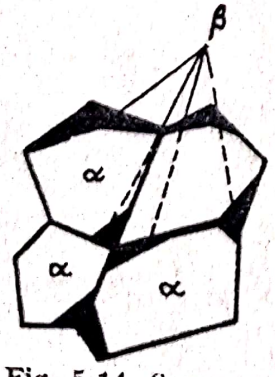


Fig. 5.14. Separarea soluției solide β în cazul răcirii lente.

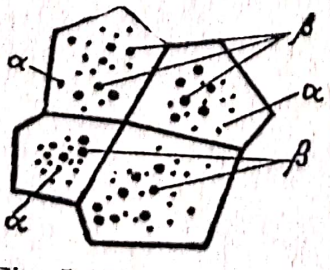


Fig. 5.15. Separarea soluției solide β în cazul răcirii rapide.

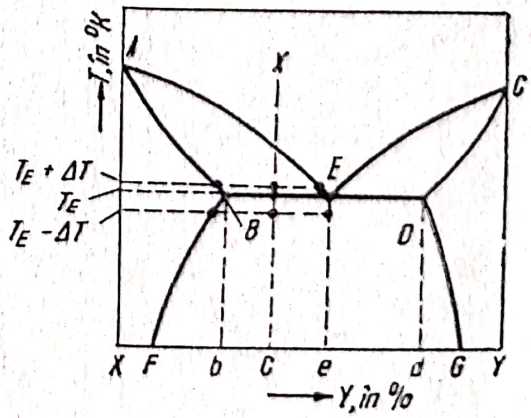
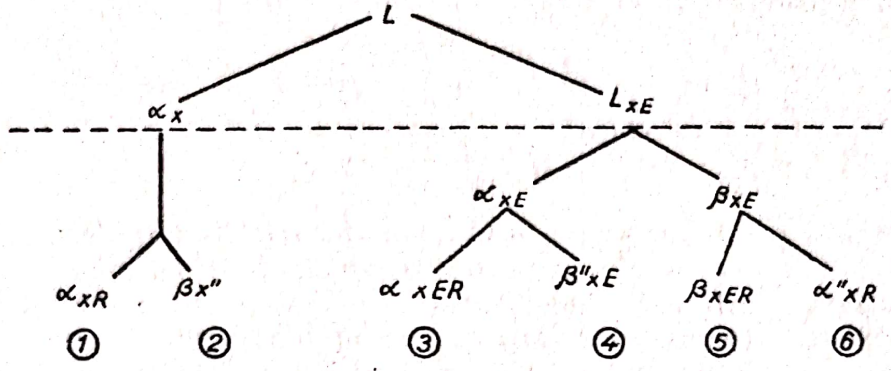


Fig. 5.16. Diagrama de echilibru a unui sistem de aliaje cu componentele parțial solubile în stare solidă.

solidă. În diagrama din figura 5.16 se consideră aliajul x de concentrație: $c=40\%$ Y; $F=10\%$ Y; $b=30\%$ Y; $e=50\%$ Y; $d=80\%$ Y și $G=90\%$ XY.

Solidificarea aliajului x are loc după următoarea schemă:



La o temperatură puțin mai mare ca cea a eutecticului ($T_E+\Delta T$) vor fi prezente în structură fazele α_x și L_{xE} a căror cantitate se determină cu ajutorul regulei orizontalei:

$$\alpha_x=\frac{ce}{be}=\frac{10}{20}=\frac{1}{2};$$

$$L_{xE}=\frac{bc}{be}=\frac{10}{20}=\frac{1}{2};$$

$$\alpha_x+L_{xE}=\frac{1}{2}+\frac{1}{2}=1.$$

La temperaturi mai mici decît cea a eutecticului ($T_E-\Delta T$) vor fi prezente în structură fazele: α_x (proeutectică), α_{xE} și β_{xE}. Cantitatea fazei proeutectice este cunoscută $\alpha_x=1/2$, iar a fazelor α_{xE} și β_{xE} se determină cu ajutorul regulei orizontalei ținînd seama de faza din care rezultă.

Eutecticul va fi format din fazele α_E și β_E ale căror cantități vor fi:

$$\alpha_E=\frac{ed}{bd}=\frac{30}{50}=\frac{3}{5};$$

$$\beta_E=\frac{be}{bd}=\frac{20}{50}=\frac{2}{5}.$$

Ținînd seama că la solidificarea aliajului x fazele eutectice iau naștere din lichidul rămas după cristalizarea fazei proeutectice α_{xE}, se poate determina cantitatea lor. Din lichidul eutectic L_E se formează fazele solide α_E și β_E, iar dintr-un lichid L_{xE} se vor separa fazele α_{xE} și β_{xE}, a căror proporție se determină astfel:

$$\alpha_E \ldots\ldots\ldots L_E$$
$$\alpha_{xE} \ldots\ldots\ldots L_{xE};$$

$$\alpha_{xE}=\frac{L_{xE}\,\alpha_E}{L_E};$$

$$L_E=1$$

și atunci

$$\alpha_{xE}=L_{xE}\,\alpha_E.$$

Aplicînd același raționament și pentru faza β_{xE} rezultă :

$$\beta_{xE} = L_{xE}\,\beta_E.$$

În cazul considerat cantitățile fazelor vor fi :

$$\alpha_{xE} = \frac{1}{2}\,\frac{3}{5} = \frac{3}{10};$$

$$\beta_{xE} = \frac{1}{2}\,\frac{2}{5} = \frac{2}{10}.$$

Rezultă așadar, că o fază nouă este egală cantitativ cu produsul dintre cantitatea fazei din care provine și cantitatea maximă a fazei noi ce s-ar putea forma la temperatura considerată. Constituenții existenți la temperatura ambiantă se determină folosind același raționament ca mai înainte :

1. $\alpha_{xR} = \alpha_x \alpha_{R\,max}$

$$\alpha_{R\,max} = \frac{bG}{FG} = \frac{60}{80} = \frac{3}{4}$$

$$\alpha_{xR} = \frac{1}{2}\,\frac{3}{4} = \frac{3}{8}$$

2. $\beta''_x = \alpha_x\,\beta''_{max}$

$$\beta''_{max} = \frac{Fb}{FG} = \frac{20}{80} = \frac{1}{4}$$

$$\beta''_x = \frac{1}{2}\,\frac{1}{4} = \frac{1}{8}$$

3. $\alpha_{xER} = \alpha_{xE}\,\alpha_{R\,max}$

$$\alpha_{xER} = \frac{3}{10}\,\frac{3}{4} = \frac{9}{40}$$

$$\beta_{xER} = \beta_{xE}\,\beta_{Rmax}$$

4. $\beta''_{xE} = \alpha_{xE}\,\beta''_{max}$

$$\beta''_{xE} = \frac{3}{10}\,\frac{1}{4} = \frac{3}{40}$$

$$\alpha''_{xE} = \beta_{xE}\,\alpha''_{max}$$

5. $\beta_{R\,max} = \frac{Fd}{FG} = \frac{70}{80} = \frac{7}{8}$

$$\beta_{xER} = \frac{2}{10}\,\frac{7}{8} = \frac{14}{80} = \frac{7}{40}$$

6. $\alpha''_{max} = \frac{dG}{FG} = \frac{10}{80} = \frac{1}{8}$

$$\alpha''_{xE} = \frac{2}{10}\,\frac{1}{8} = \frac{2}{80} = \frac{1}{40}.$$

Suma cantităților tuturor constituenților la temperatura ambiantă va trebui să fie egală cu cantitatea aliajului inițial (care a fost considerată egală cu unitatea) :

$$\alpha_{xR} + \beta''_x + \alpha_{xER} + \beta''_{xE} + \beta_{xER} + \alpha''_{xE} = \frac{3}{8} + \frac{1}{8} + \frac{9}{40} + \frac{3}{40} + \frac{7}{40} + \frac{1}{40} = 1.$$

5.2.3.3.1. *Diagrama cu punct peritectic (clasa D).* În principiu reacția peritectică constă din transformarea la temperatură constantă, a unei soluții solide α + un lichid, într-o altă soluție solidă β :

$$\alpha + \text{lichid} \underset{\text{încălzire}}{\overset{\text{răcire}}{\rightleftharpoons}} \beta$$

Reacția de transformare putînd avea loc fie cu plus de lichid, fie cu plus de solid, funcție de concentrația aliajului, mai mare sau mai mică decît a peritecticului, diagrama de echilibru este diferită de cea cu punct de eutexie și are alura din figura 5.17. Și în acest caz se va studia solidificarea unei serii de aliaje cu conținut crescător în B și corespunzător liniilor trasate pe diagrama ($I \ldots V$).

Scanned with OKEN Scanner

Aliajul *I* solidificîndu-se dă naştere soluţiei solide α, în care atomii *B* sînt dizolvaţi în reţeaua atomilor *A*. Această soluţie solidă nu se modifică pînă la temperatura ambiantă.

În cazul aliajului *II*, soluţia solidă α se descompune parţial în soluţie solidă β, în care atomii *A* sînt dizolvaţi în reţeaua lui *B* formîndu-se soluţia solidă β″. Sub temperatura T_1 structura va fi formată din α+β″.

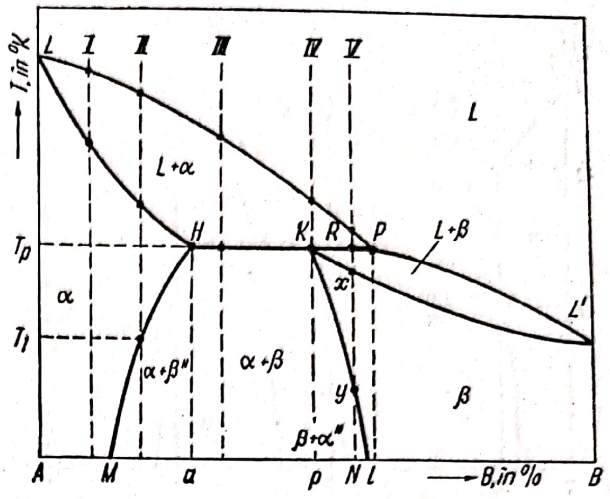


Fig. 5.17. Diagramă de echilibru cu transformare peritectică.

La aliajul *III*, în momentul cînd temperatura T_p a peritecticului este atinsă, sistemul este format din soluţia solidă α a cărei concentraţie este *a* în elementul *B* şi dintr-un lichid a cărui concentraţie în acelaşi element este *l*.

La această temperatură soluţia solidă a atins saturaţia sa maximă în *B*, pe cînd lichidul trebuie să-şi micşoreze conţinutul în *B* pentru a se solidifica, pentru că solidul corespunzător este saturat în *B* pentru un conţinut *p*% inferior lui *l*%.

Pentru a-şi micşora conţinutul în *B*, lichidul n-are decît posibilitatea de a dizolva o parte din soluţia solidă α care este mai bogată în atomi *A* decît în atomi *B*. Procesul se continuă pînă în momentul ce lichidul atinge concentraţia *p*% peritectică. În acel moment lichidul rămas cristalizează în β după reacţia : α+lichid→α rămas + β. Dacă se continuă răcirea, fazele α şi β evoluează după liniile *HM* şi *KN* ale lacunei de solubilitate, sărăcesc în *B* respectiv în *A* (fig. 5.17).

La temperatura peritecticului (aliajul *IV*) există încă soluţia sol dă α avînd *a*%*B* şi un lichid de compoziţia *l*%*B*. Lichidul pentru a-şi micşora concentraţia în *B*, dizolvă soluţia solidă α ca şi în cazul precedent, apoi cristalizează în faza β cînd are concentraţia *p*%. Aplicînd acestui aliaj regula orizontalei se obţine : $\frac{G_\alpha}{G_\beta} = \frac{O}{HK} = 0$. Faza α este în întregime redizolvată şi reacţia are forma : α+ +lichid→β. Dacă se continuă răcirea, β eliberează atomi de *A* şi se formează soluţie solidă α″ şi cele două faze α şi β evoluează după liniile *HM* şi *KN*, care limitează lacuna de solubilitate. Varianţa sistemului la temperatura şi concentraţia peritecticului va fi : $V = 2+1-3 = 0$.

Atingînd temperatura peritecticului (aliajul *V*) sistemul se compune încă din soluţia solidă α de compoziţie *a*% şi un lichid de compoziţie *l*%. Cum cantitatea fazei lichide este superioară fazei α ($HR \gg RP$), rămîne încă lichid de compoziţia *l*% după redizolvarea fazei α. Reacţia se poate scrie : α+lichid→β+ +lichid.

Dacă se răceşte aliajul sub temperatura peritecticului, lichidul evoluează de-a lungul liniei *PL'* şi faza β de-a lungul liniei *KL'* ca şi în cazul aliajelor de clasa *B*.

În punctul *x*, lichidul este în întregime cristalizat în β. În punctul *y* se întîlneşte limita de solubilitate şi β eliberează α″ după procesul obişnuit.

Scanned with OKEN Scanner

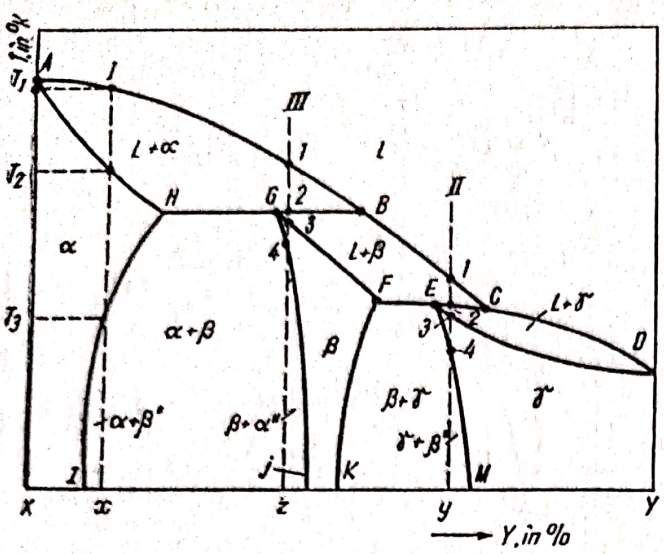


Fig. 5.18. Transformări de tip secundar într-o diagramă de echilibru.

Trebuie precizat că nici un aliaj n-are o diagramă de echilibru aşa de simplă ca cea prezentată mai sus (fig. 5.17). Există mai multe transformări peritectice la temperaturi diferite şi din ce în ce mai jos, pe măsură ce creşte concentraţia metalului cu punct de fuziune mai coborît.

5.2.3.3.2. **Diagrame cu transformări de tip eutectoid (clasa *E*).** În timpul răcirii soluţia solidă intră într-o lacună de solubilitate şi se produce o modificare în edificiul cristalin al soluţiei solide (fig. 5.12). Această modificare constă din descompunerea unei părţi a edificilor pentru a forma o a doua soluţie solidă.

Considerînd un sistem format din componentele X şi Y, care are diagrama de echilibru ca cea din figura 5.18 şi urmărind solidificarea a trei aliaje se va observa :

Aliajul I ($x\%\,Y$) de la o temperatură mai mare decît cea a lichidusului se răceşte şi la temperatura T_1 se separă din lichid cristale ale soluţiei solide α, iar sub temperatura T_2 în structură va fi prezentă numai soluţia solidă α.

La temperaturi mai mici decît T_3 micşorîndu-se solubilitatea lui Y şi X (limita de solubilitate) se pun în libertate atomi de Y şi se creează condiţiile apariţiei unei noi soluţii solide β'', care evoluează după linia GJ, iar structura va fi formată din soluţia solidă α şi soluţia solidă β''.

Cînd aliajul II (de concentraţie $y\%\,Y$) a atins temperatura liniei BC (1), se separă din lichid soluţia solidă β (de X în Y) şi rămîne o parte din lichid nesolidificată.

Continuîndu-se răcirea, la temperatura peritecticului EC (2) se va produce reacţia $L_{rest}+\beta \rightarrow L'_{rest}+\gamma$. Lichidul are concentraţia în Y cea corespunzătoare punctului C, iar faza solidă γ cea corespunzătoare punctului E. Cînd temperatura este puţin inferioară liniei ED (3), lichidul rămas se va solidifica şi în structură va fi prezentă numai faza γ. Răcirea în continuare a soluţiei solide se produce fără modificări fazice pînă în momentul cînd temperatura este cea corespunzătoare punctului 4. Sub această temperatură faza γ îşi micşorează conţinutul în Y şi apar condiţiile favorabile fazei β'' care evoluează după linia FK.

Aliajul III (cu $z\%$ Y) la temperaturi cuprinse între punctul 1 şi 2 are structura formată din cristale de soluţie solidă α şi lichid. La temperatura punctului 2 lichidul nesolidificat şi soluţia solidă suferă reacţia : $L_{rest}+\alpha \rightarrow L'_{rest}+\beta$. Continuarea răcirii face posibilă solidificarea lichidului rămas şi sub temperatura punctului 3 apare în structură numai soluţia solidă β. La temperaturi mai mici decît a punctului 4 şi pînă la temperatura ambiantă, β sărăceşte în elementul Y şi se formează o nouă soluţie solidă α''.

În alte situaţii sistemul $X-Y$ poate avea o diagramă de echilibru ca cea din figura 5.19, cînd limitele lacunelor de solubilitate se întîlnesc la o temperatură T.

Scanned with OKEN Scanner

Urmărind solidificarea a trei aliaje (*I, II, III*) cu concentrațiile x, y și z% se va constata :

– În cazul aliajului *I* (x% Y) în intervalul temperaturilor punctelor 1 și 2 apare o structură formată din cristale α și lichid. Sub temperatura punctului 2 are loc reacția peritectică : $L_{rest}+\alpha \rightarrow L_{rest}+\beta$ și ca urmare între punctele 2 și 3 va apare în structură lichid și cristale β. Sub temperatura punctului 3 întregul lichid se solidifică și în structură e prezentă soluția solidă β_E. La temperaturi puțin mai mici decît ale punctului 4 soluția solidă β_E suferă reacția : $\beta_E \rightarrow \alpha+\gamma$, soluțiile solide α și γ avînd concentrațiile corespunzătoare punctelor N și N_1.

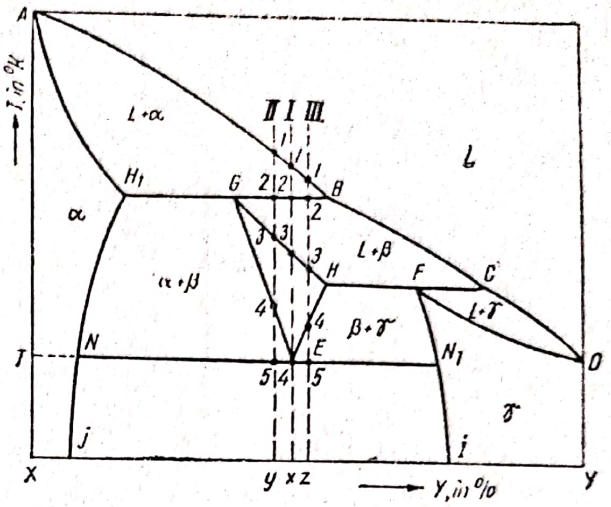


Fig. 5.19. Transformări de tip eutectoid într-o diagramă de echilibru.

Soluția solidă β joacă aci rolul soluției *mamă* și dă naștere la două soluții solide. O asemenea reacție poartă denumirea de *reacție eutectoidă*. Concentrația eutectoidului și temperatura sa sînt constante pentru un anumit sistem. Varianța sistemului la temperatura și concentrația eutectoidului va fi : $V=2+1-3=0$.

La temperatura ambiantă în structură vor fi prezente fazele α și γ, iar constituenții vor fi eutectoidul $\alpha_E+\gamma_E$, α''_E și γ''_E, care evoluează după liniile NJ și N_1I ale limitei de solubilitate.

Pentru aliajul *II* (y% Y), pînă la temperatura punctului 4 reacția de solidificare este identică cu a aliajului *I*. Sub temperatura punctului 4 soluția solidă β eliberează atomi de X și se formează o soluție solidă de Y în X numită α (ce evoluează după linia H_1J). În intervalul temperaturilor punctului 4 și 5 în structură sînt prezente fazele $\alpha+\beta$.

Coborîrea temperaturii sub punctul 5 favorizează apariția transformării eutectoide : $\beta_E \rightarrow \alpha_E+\gamma_E$, din care se vor separa faze secundare γ'' și α'', ca urmare a modificării solubilității componentelor.

Aliajul *III* (z% Y) are reacția de solidificare similară cu cea a aliajului *II*, numai că faza preeutectoidă este γ. La temperatura eutectoidului (punctul 5) se va produce reacția $\beta \rightarrow \alpha_E+\gamma_E$, din care se vor separa apoi faze secundare.

Din cele relatate rezultă că eutectoidul (similar cu eutecticul) are o concentrație și o temperatură constantă și reacția constă din trecerea unei soluții solide în alte două soluții solide $\beta_E \rightarrow \alpha_E+\gamma_E$, reacția putînd avea și forme cu exces de α sau γ ca faze proeutectoide.

5.2.3.4. Componentele formează și reacții chimice în timpul solidificării

5.2.3.4.1. *Compușii chimici sau intermetalici A_nB_m, A_pB_q ai componentelor A și B existenți în stare solidă, nu se descompun înainte de topire* (*Diagrama clasa F*).

În acest caz diagrama de echilibru rezultă dintr-o serie de diagrame simple, forma fiecărei diagrame simple depinzînd de gradul de solubilitate al componentelor sau al compușilor în stare solidă.

Fie componentele A și B care prezintă compușii A_nB_m, A_pB_q și se consideră că A_nB_m și componentul A sînt complet solubili în stare solidă, compușii A_nB_m

Urmărind solidificarea a trei aliaje (*I*, *II*, *III*) cu concentrațiile *x*, *y* și *z*% se va constata :

– În cazul aliajului *I* (*x*% *Y*) în intervalul temperaturilor punctelor 1 și 2 apare o structură formată din cristale α și lichid. Sub temperatura punctului 2 are loc reacția peritectică : $L_{rest}+\alpha \rightarrow L_{rest}+\beta$ și ca urmare între punctele 2 și 3 va apare în structură lichid și cristale β. Sub temperatura punctului 3 întregul lichid se solidifică și în structură e prezentă soluția solidă β_E. La temperaturi puțin mai mici decît ale punctului 4 soluția solidă β_E suferă reacția : $\beta_E \rightarrow \alpha+\gamma$, soluțiile solide α și γ avînd concentrațiile corespunzătoare punctelor *N* și N_1.

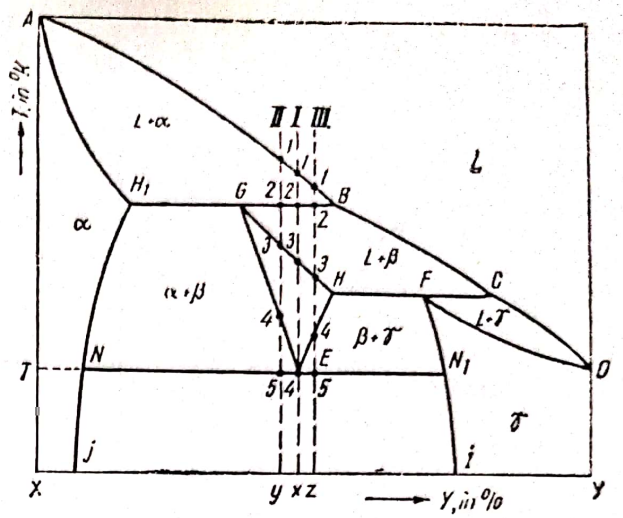


Fig. 5.19. Transformări de tip eutectoid într-o diagramă de echilibru.

Soluția solidă β joacă aci rolul soluției *mamă* și dă naștere la două soluții solide. O asemenea reacție poartă denumirea de *reacție eutectoidă*. Concentrația eutectoidului și temperatura sa sînt constante pentru un anumit sistem. Varianța sistemului la temperatura și concentrația eutectoidului va fi : $V=2+1-3=0$.

La temperatura ambiantă în structură vor fi prezente fazele α și γ, iar constituenții vor fi eutectoidul $\alpha_E+\gamma_E$, α''_E și γ''_E, care evoluează după liniile *NJ* și N_1I ale limitei de solubilitate.

Pentru aliajul *II* (*y*% *Y*), pînă la temperatura punctului 4 reacția de solidificare este identică cu a aliajului *I*. Sub temperatura punctului 4 soluția solidă β eliberează atomi de *X* și se formează o soluție solidă de *Y* în *X* numită α (ce evoluează după linia H_1J). În intervalul temperaturilor punctului 4 și 5 în structură sînt prezente fazele $\alpha+\beta$.

Coborîrea temperaturii sub punctul 5 favorizează apariția transformării eutectoide : $\beta_E \rightarrow \alpha_E+\gamma_E$, din care se vor separa faze secundare γ″ și α″, ca urmare a modificării solubilității componentelor.

Aliajul *III* (*z*% *Y*) are reacția de solidificare similară cu cea a aliajului *II*, numai că faza preeutectoidă este γ. La temperatura eutectoidului (punctul 5) se va produce reacția $\beta \rightarrow \alpha_E+\gamma_E$, din care se vor separa apoi faze secundare.

Din cele relatate rezultă că eutectoidul (similar cu eutecticul) are o concentrație și o temperatură constantă și reacția constă din trecerea unei soluții solide în alte două soluții solide $\beta_E \rightarrow \alpha_E+\gamma_E$, reacția putînd avea și forme cu exces de α sau γ ca faze proeutectoide.

5.2.3.4. Componentele formează și reacții chimice în timpul solidificării

5.2.3.4.1. *Compușii chimici sau intermetalici A_nB_m, A_pB_q ai componentelor A și B existenți în stare solidă, nu se descompun înainte de topire* (*Diagrama clasa F*).

În acest caz diagrama de echilibru rezultă dintr-o serie de diagrame simple, forma fiecărei diagrame simple depinzînd de gradul de solubilitate al componentelor sau al compușilor în stare solidă.

Fie componentele *A* și *B* care prezintă compușii A_nB_m, A_pB_q și se consideră că A_nB_m și componentul *A* sînt complet solubili în stare solidă, compușii A_nB_m

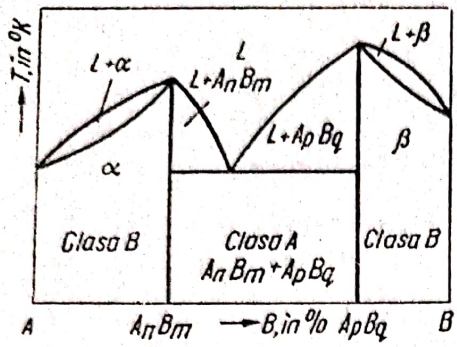


Fig. 5.20. Diagrama de echilibru cu componente total solubile și compuși intermetalici ce nu se descompun înainte de topire.

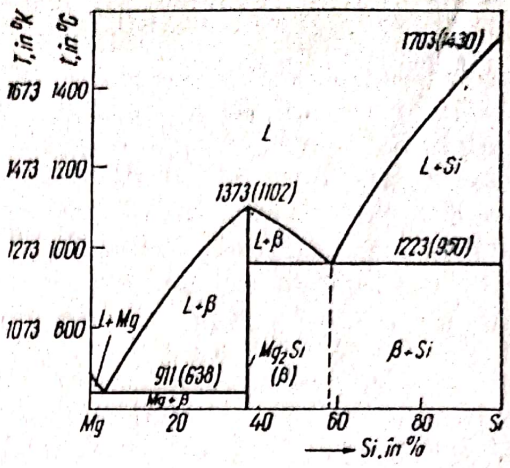


Fig. 5.21. Diagrama de echilibru Mg—Si.

și A_pB_q sînt complet insolubili în stare solidă, iar A_pB_q și componentul B sînt complet solubili în stare solidă (fig. 5.20).

Tipice sînt diagramele aliajelor Mg-Si și Pb-Mg, care sînt reprezentate în figurile 5.21 și 5.22. Se precizează că compusul intermetalic Mg_2Si cristalizează în sistemul cubic cu fețe centrate, iar Si și Mg cristalizează în sistemul cubic diamant, respectiv sistemul hexagonal compact.

De asemenea, la sistemul Pb-Mg, faza α sau Pb pur cristalizează în sistemul *C.F.C.*, faza γ în sistemul *H.C.* și compusul intermetalic β în sistemul *C.F.C.*

5.2.3.4.2. *Compușii chimici sau intermetalici existenți în stare solidă se descompun înainte de topire* (*Diagrama clasa G*). Pot apărea situații cînd compușii intermetalici A_nB_m insolubili și în A și în B în stare solidă se descompun la o temperatură T_1, înainte de a atinge linia lichidus. Diagrama de echilibru va avea forma din figura 5.23.

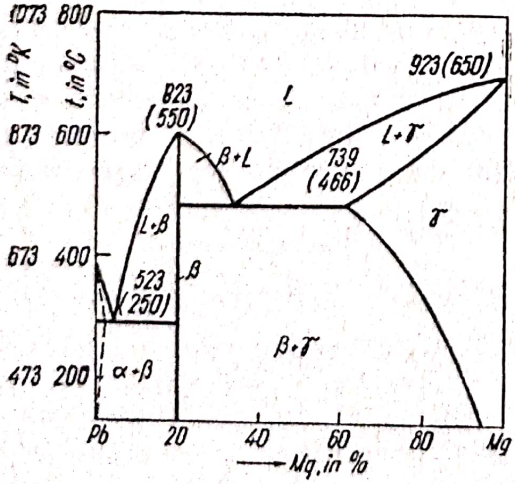


Fig. 5.22. Diagrama de echilibru Pb—Mg.

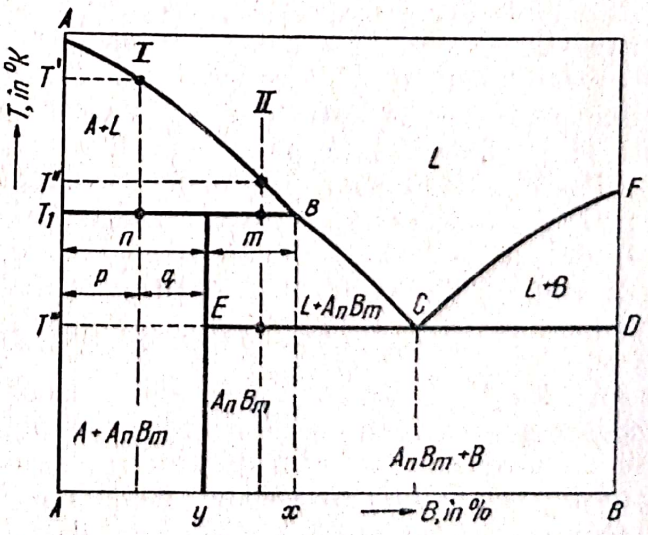


Fig. 5.23. Diagrama de echilibru cu componente insolubile în stare solidă și compuși intermetalici ce se descompun înainte de topire.

La încălzirea aliajului, compusul A_nB_m nu va suferi nici o modificare pînă la temperatura T_1. La această temperatură el se descompune în metalul A solid și un lichid conținînd $x\%$ B:

$$\frac{G_{lichid}}{G_A} = \frac{n}{m}.$$

Pe măsură ce se ridică temperatura, cristalele A se dizolvă în lichid și se micșorează progresiv conținutul acestuia în B.

Dacă se răcește aliajul I la temperatura T', primii germeni de A iau naștere în sînul lichidului și solidificarea continuă pînă la temperatura T_1, în timp ce lichidul evoluează după curba AB.

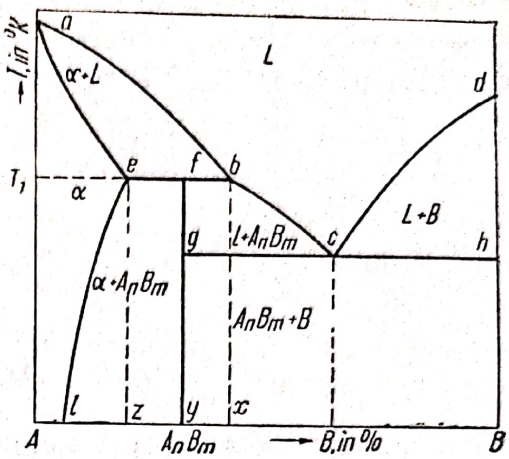


Fig. 5.24. Diagrama de echilibru cu un component parțial solubil în compusul intermetalic care se descompune înainte de topire.

La temperatura T_1 lichidul conține $x\%$ B și are loc transformarea: A + lichid $(B) \rightarrow A + A_nB_m$, ceea ce exprimă faptul că lichidul înainte de a da naștere compusului intermetalic A_nB_m reacționează cu o parte din cristalele A, le diminuează concentrația în B de la $x\%$ la o valoare mai mică $y\%$.

Sistemul este compus acum din cristalele A și A_nB_m în cantitatea dată de proporționalitatea segmentelor q și p și se răcește fără nici o schimbare.

Dacă se răcește aliajul II primele cristale de A apar la temperatura T''. În sfîrșit, între T'' și T_1 solidificarea continuă și lichidul urmează linia AB pînă în momentul cînd atinge concentrația din punctul B ($x\%$). La temperatura T_1 are loc următoarea reacție: A + lichid $(B) \rightarrow A_nB_m$ + lichid. Acum, cantitatea de B este mult mai importantă decît în cazul precedent (regula orizontalei) și lichidul redizolvă toate cristalele de A. Lichidul rămas evoluează după curba BC, separînd cristale de A_nB_m și la temperatura T''' se formează un eutectic $A_nB_m + B$.

Dacă A_nB_m este parțial solubil în A, insolubil în B și se descompune înainte de a atinge lichidusul, diagrama de echilibru va prezenta o zonă de solubilitate în partea stîngă (fig. 5.24).

La temperatura T_1, compusul intermetalic A_nB_m de concentrație $y\%$ B se dizolvă și dă o soluție solidă α conținînd $z\%$ B și un lichid conținînd $x\%$ B. Ridicînd temperatura, soluția solidă se dizolvă progresiv în lichid.

În cazul unui aliaj cu concentrație eutectică reacția de solidificare va fi $L_c \rightarrow A_nB_m\,(g) + B\,(h)$.

Scanned with OKEN Scanner

ALIAJE TERNARE ȘI POLINARE

6.1. REPREZENTAREA ALIAJELOR TERNARE

Compoziția unui aliaj ternar este complet determinată, dacă sînt cunoscute concentrațiile a doi componenți, suma concentrațiilor celor trei componenți fiind de fapt constantă.

Considerînd trei componenți A, B, C, și reprezentînd concentrațiile lor în procente c_A, c_B, c_C, între acestea există următoarea legătură :

$$c_A + c_B + c_C = 100.$$

Pentru reprezentarea grafică a compoziției aliajului ternar se utilizează cu precădere triunghiul lui G i b b s.

Într-un triunghi echilateral, laturile reprezintă concentrațiile aliajelor binare, vîrfurile — componenții A, B, C, iar punctele din interiorul triunghiului diferite aliaje ternare (fig. 6.1).

Concentrațiile aliajului ternar se determină prin trasarea paralelelor la laturile triunghiului, prin punctul considerat (fig. 6.1) luînd în considerare și sensul de variație a concentrației componentelor.

Fie un punct P în interiorul triunghiului. Acest punct corespunde unui aliaj ale cărui concentrații în fiecare din cei trei componenți sînt date de segmentele a, b, c sau a', b', c' ce trec prin P și sînt paralele laturilor triunghiului. Această reprezentare este justificată prin faptul că :

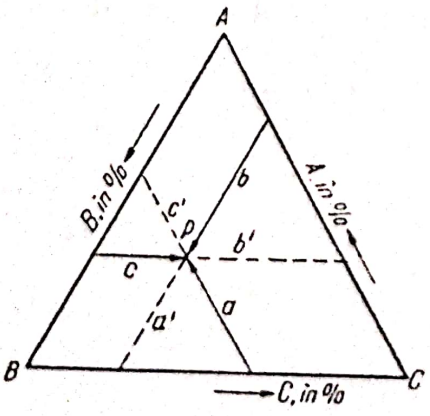


Fig. 6.1. Reprezentarea concentrației aliajelor ternare folosind triunghiul lui G i b b s.

$$a + b + c = AB = BC = CA \qquad (6.1)$$

Punctele situate pe o dreaptă paralelă cu una din laturile triunghiului reprezintă aliaje ce au concentrație constantă în componentul opus acestei drepte. Fie dreapta NN' paralelă la latura BC a triunghiului. Aliajele R_1, R_2, R_3, R_4 vor avea aceeași concentrație în A (fig. 6.2).

Punctele situate pe o dreaptă ce trece printr-unul din vîrfuri de exemplu linia AD,

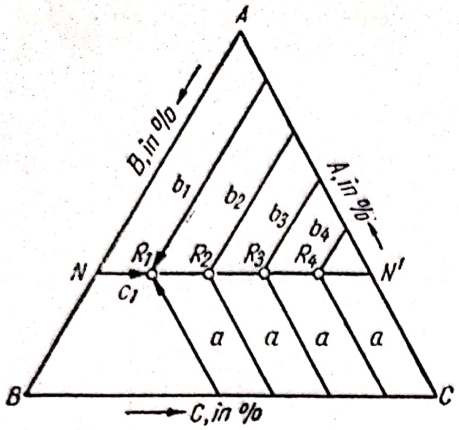


Fig. 6.2. Concentrațiile aliajelor situate pe o dreaptă paralelă la una din laturile triunghiului lui Gibbs.

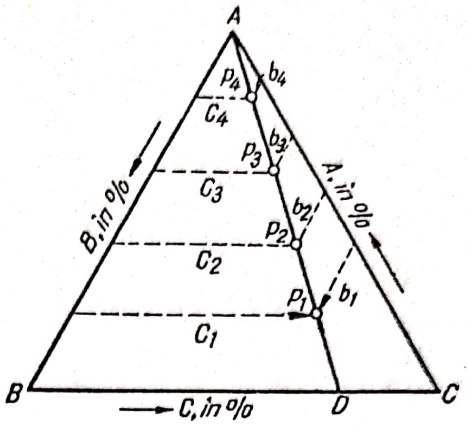


Fig. 6.3. Concentrațiile aliajelor situate pe o dreaptă ce trece prin unul din vîrfurile triunghiului lui Gibbs.

corespund aliajelor ce au un raport constant între cei doi componenți B și C (fig. 6.3).

$$\frac{b_1}{c_1} = \frac{b_2}{c_2} = \frac{b_3}{c_3} = \frac{b_4}{c_4} = \text{constant.}$$

6.2. DIAGRAME DE ECHILIBRU ALE ALIAJELOR TERNARE

Se folosește triunghiul concentrațiilor (baza diagramei) și în funcție de solubilitatea componentelor cu temperatura, se trasează suprafețele lichidus și solidus. Tipurile de diagrame ternare depind de solubilitatea componentelor în stare lichidă și solidă.

6.2.1. Componentele sînt complet solubile și în stare solidă (Diagrama T_1)

În această situație diagrama de echilibru va avea forma din figura 6.4. Suprafețele lichidus și solidus limitează domeniul a două faze L și α.

Cînd s-a studiat aliajul binar de clasa B (diagrama de echilibru fig. 5.9) s-a arătat că la temperatura T', compozițiile fazei lichide și solide sînt determinate de intersecția unei drepte izoterme (orizontale) cu linia lichidusului și solidusului, unind două puncte conjugate ale acestora.

La răcirea unui aliaj ternar de o anumită compoziție nu-i posibil de a deter-

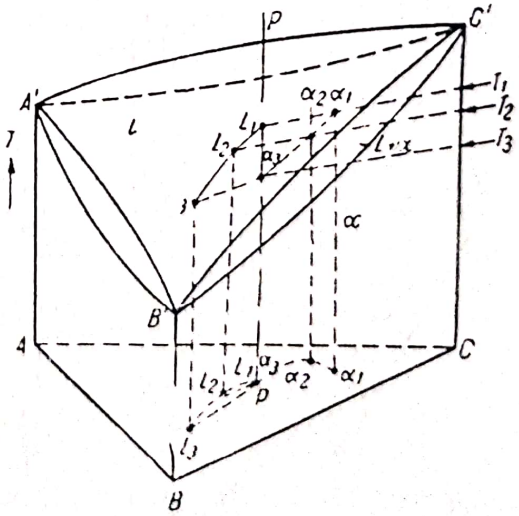


Fig. 6.4. Diagrama de echilibru a unui sistem ternar ale cărui componente sînt complet solubile și în stare solidă.

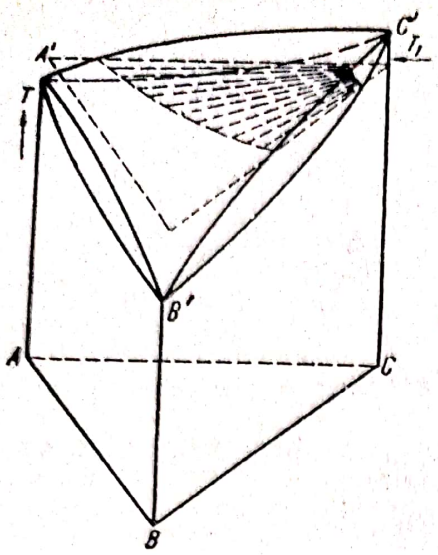
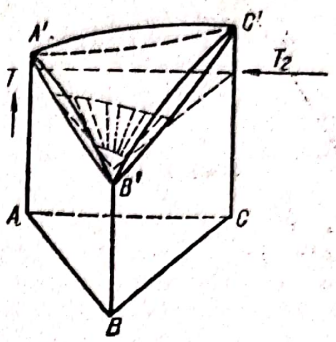


Fig. 6.5. Secțiune izotermă T_1 într-o diagramă ternară.

Fig. 6.6. Secțiune izotermă T_2 într-o diagramă ternară.



mina pornind de la diagrama de echilibru poziția *segmentelor izoterme* sau a *punctelor conjugate* M' și N' la diferite temperaturi, unde fazele lichide și solide sînt în echilibru. Poziția exactă a segmentelor se poate determina pe cale experimentală, muncă destul de laborioasă, fapt pentru care segmentele izoterme sînt rar reprezentate pe diagramele ternare.

În figurile 6.5 și 6.6. sînt reprezentate secțiunile izoterme corespunzătoare temperaturilor T_1 și T_2 din figura 6.4 și se vede că aceste segmente sînt dispuse în formă de evantai și nu se întretaie în interiorul prismei triunghiulare.

Spre a se ușura studiul diagramelor ternare se face proiectarea segmentelor izoterme și a liniilor lichidus și solidus conținute în secțiunile izoterme T_1 și T_2, pe planul de bază (fig. 6.7).

Cunoscînd poziția segmentelor izoterme este ușor de a calcula compoziția fazelor în echilibru la orice temperatură.

Reprezentarea simplificată a unei diagrame ternare, în cazul solubilității totale a componentelor și în stare solidă, se poate face prin folosirea triunghiului lui Gibbs, pe care se proiectează punctele de intersecție ale izotermelor T_1, T_2, T_3 cu suprafețele lichidus și solidus (fig. 6.8).

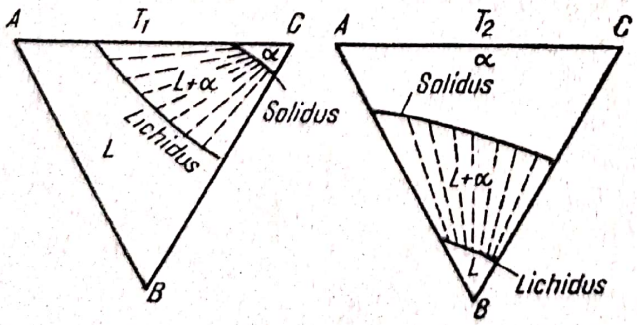


Fig. 6.7. Secțiunile izoterme T_1, T_2, proiectate pe triunghiul lui Gibbs.

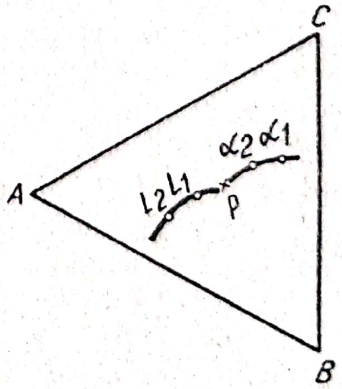


Fig. 6.8. Reprezentarea simplificată a unei diagrame ternare, în cazul solubilității totale a componentelor și în stare solidă.

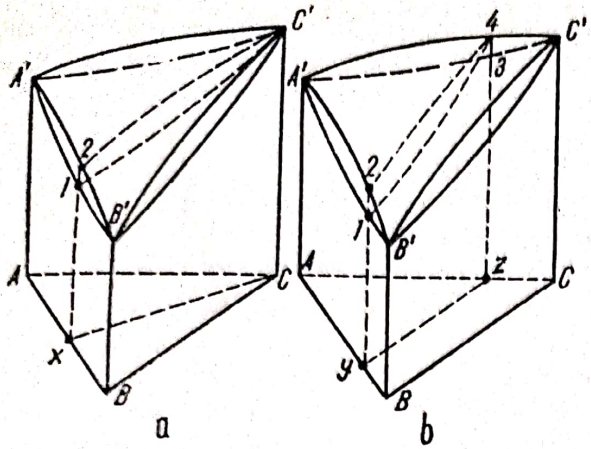


Fig. 6.9. Secțiuni verticale într-o diagramă ternară.

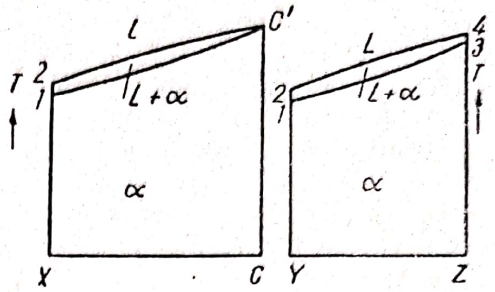


Fig. 6.10. Diagrame binare rezultate din secțiuni verticale ale diagramelor ternare.

Pentru aprecierea transformărilor aliajelor în funcție de temperatură se utilizează de asemenea secțiuni verticale (fig. 6.9 și 6.10).

Dacă se studiază diagramele de echilibru binare conținute în asemenea secțiuni, trebuie să se evite aplicarea regulei orizontale ca pentru o diagramă binară pentru că în general segmentele izoterme nu sînt cuprinse în planul secțiunii, ci formează cu acesta un anumit unghi.

Studiul solidificării aliajelor într-o diagramă ternară este similar cu cel descris la cele binare.

Se va considera un aliaj ternar în stare lichidă (punctul P, fig. 6.11) și se va răci lent de așa manieră că la fiecare temperatură considerată starea sistemului să fie foarte apropiată de starea de echilibru.

La temperatura T_1 (punctul L_1) punctul figurativ al aliajului este pe lichidus și apar primele cristale. Segmentul izoterm $L_1\alpha_1$ ocupă o poziție care poate fi precizată numai experimental (fig. 6.11). Cînd s-a atins temperatura T_3, compoziția lichidului a evoluat după o anumită linie L_1L_3, iar a solidului după linia $\alpha_1\alpha_3$. Aceste linii aparțin una lichidusului ($L_1 \ldots L_3$) și alta solidusului ($\alpha_1\alpha_3$) și nu pot fi determinate decît experimental. Trebuie remarcat faptul că se asimilează adesea aceste linii ca avînd o alură asemănătoare cu a lichidusului, respectiv a solidusului. Această asimilare nu-i corectă și ea nu permite decît urmărirea calitativă a sistemului în cursul răcirii.

La temperatura T_3, întregul lichid este solidificat și evident concentrația sa este cea a soluției inițiale (aliaj P).

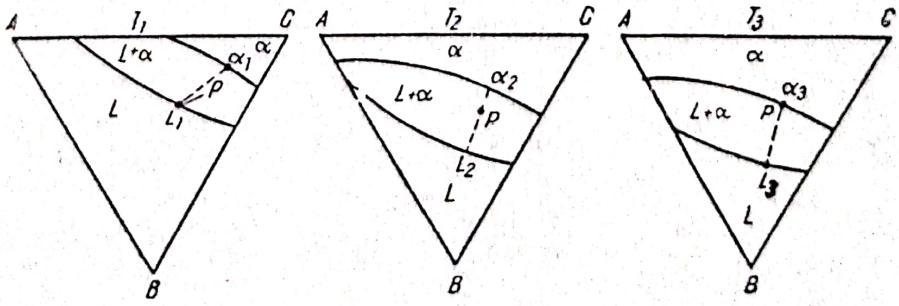


Fig. 6.11. Fazele în echilibru ale unui aliaj ternar la diferite temperaturi.

Făcînd secțiunile izoterme la temperaturile T_1, T_2, T_3 și proiectîndu-le pe planul de bază, se poate determina cantitatea celor două faze (fig. 6.11). De exemplu, la temperatura T_2 regula orizontalei dă cantitățile fazelor în echilibru :

$$\%L = \frac{P\alpha_2}{L_2\alpha_2}\,100\,; \quad \%\alpha = \frac{L_2P}{L_2\alpha_2}\,100.$$

Reacția de solidificare a aliajului P este de forma :

$$L_p \rightarrow \alpha + L'$$
$$\searrow\ \downarrow$$
$$\alpha_p$$

6.2.2. Componentele sînt complet insolubile în stare solidă (Diagrama T_2)

În acest caz diagrama de echilibru va avea forma din figura 6.12. Proiectînd pe triunghiul lui G i b b s punctele eutectice E, E_1, E_2, E_3, se obține diagrama simplificată și se poate urmări mai ușor solidificarea aliajelor (fig. 6.13). Curba de răcire a acestui aliaj P este reprezentată în figura 6.14 și diferitele sectoare reprezintă : ab – răcirea soluției lichide, bb' – se separă din soluția lichidă cristale de A, $b'b''$ – se separă din lichid simultan cristale de A și cristale de $A+C$ (eutecticul E_3), $b''c$ – cristalizează și restul soluției lichide în eutecticul ternar E (cristalizează simultan componentele ABC). Varianța sistemului la temperatura T_2 va fi $V=3+1-3=1$; la temperatura T_3 va fi $V=3+1-4=0$.

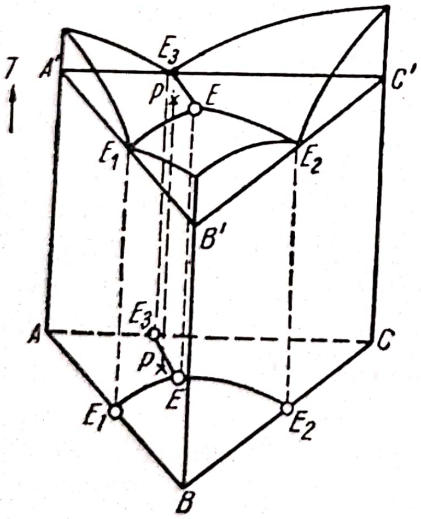


Fig. 6.12. Diagrama de echilibru a aliajelor ternare cu componentele insolubile în stare solidă.

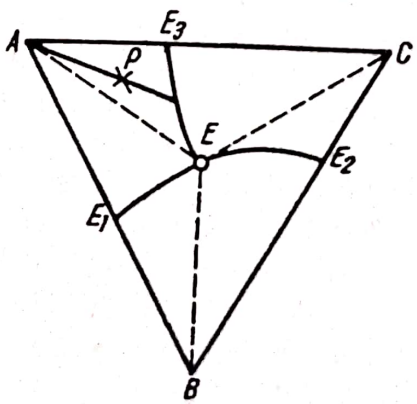


Fig. 6.13. Reprezentarea simplificată a diagramei ternare cu componentele insolubile în stare solidă.

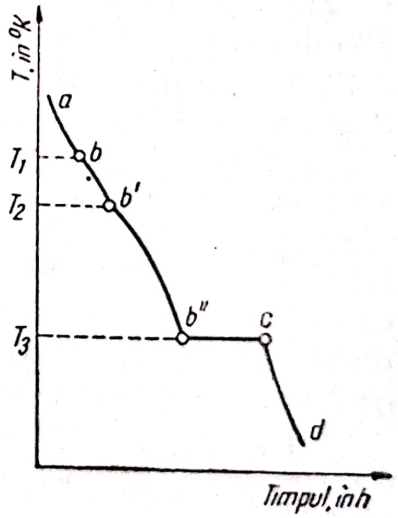


Fig. 6.14. Curba de răcire a unui aliaj ternar P.

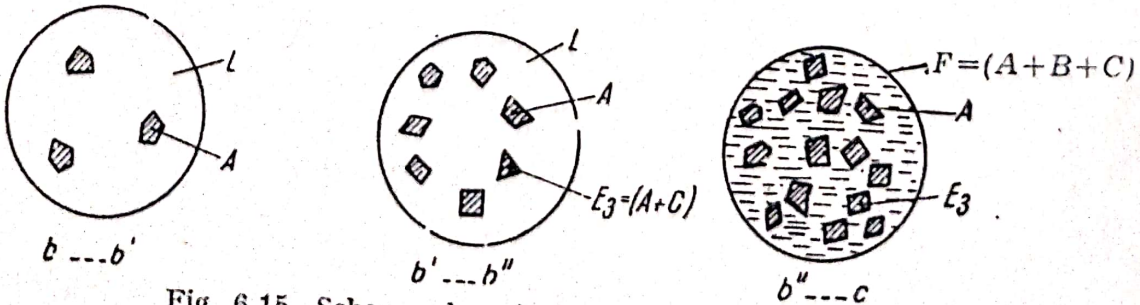


Fig. 6.15. Scheme de cristalizare ale aliajului P.

Scanned with OKEN Scanner

Structura aliajului considerat la diferite temperaturi este arătată în schemele din figura 6.15. Structura va fi formată din cristale de A, eutecticul binar E_3 și eutecticul ternar E.

6.3. ALIAJE CUATERNARE

Studiul și reprezentarea grafică a aliajelor cuaternare și polinare prezintă încă mari greutăți. În general, se poate adapta o metodă asemănătoare cu cea folosită la aliajele ternare.

Concentrațiile aliajelor cuaternare sînt reprezentate printr-un tetraedru regulat (fig. 6.16). Vîrfurile vor reprezenta componentele, muchiile — aliaje binare, suprafețele laterale — aliaje ternare, iar orice punct din interiorul tetraedrului — aliaje cuaternare.

Concentrațiile aliajului cuaternar vor fi legate prin relația :

$$A = 100 - (B + C + D). \tag{6.2}$$

Compoziția unui aliaj cuaternar se poate determina ducînd prin punctul considerat, paralele la muchiile tetraedrului și luînd în considerare lungimea segmentului ce intersectează suprafața aliajului ternar ce conține și componentul dorit (fig. 6.17). Cel de al patrulea component se stabilește cu ajutorul relației (6.2).

Și în cazul aliajelor cuaternare se recurge la reprezentarea simplificată a diagramelor de echilibru folosind tetraedrul concentrațiilor. De exemplu, diagrama unui aliaj ale cărui componente sînt insolubile în stare solidă este prezentată figura 6.18. În această diagramă eutecticele binare $e_1 \ldots e_6$, eutecticele ternare $E_1 \ldots E_4$ sînt situate la temperaturi mai ridicate decît eutecticul cuaternar. Sistemul va avea varianță nulă numai pentru temperatura și concentrația eutecticului cuaternar E.

Dat fiind complexitatea acestor reprezentări se recurge la simplificări, folosind triunghiul lui G i b b s, una din laturi reprezentînd în acest caz suma a două componente.

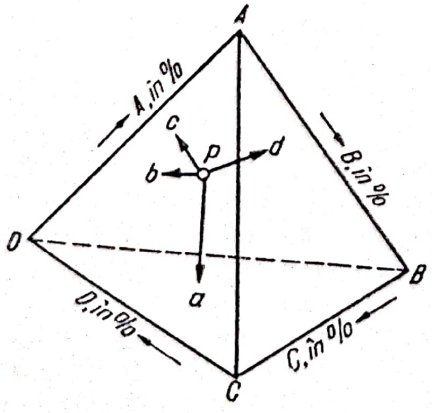


Fig. 6.16. Tetraedrul concentrațiilor la aliajele cuaternare.

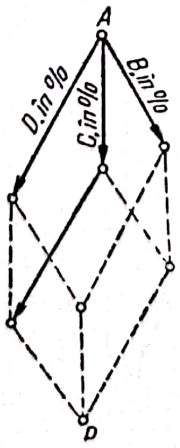


Fig. 6.17. Determinarea concentrației unui aliaj cuaternar P.

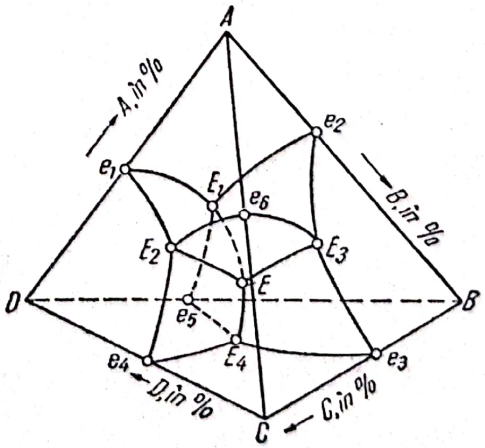


Fig. 6.18. Reprezentarea simplificată a diagramei unui aliaj cuaternar cu componentele insolubile în stare solidă.

CAPITOLUL 7

FIERUL ŞI ALIAJELE FIER-CARBON

7.1. ÎNSUŞIRILE FIERULUI

Proprietatea cea mai caracteristică a fierului este existenţa a două forme cristaline diferite, avînd fiecare domeniul de stabilitate propriu şi particularităţi ale proprietăţilor ca şi cînd ar fi două metale distincte.

Dacă se consideră curbele de încălzire şi de răcire ale fierului, de la temperatura ambiantă la temperatura de topire 1 812 °K (1 539 °C), se constată unele discontinuităţi (fig. 7.1).

Temperaturile *punctelor critice* ale curbelor de încălzire sau de răcire sînt simbolizate în literatură prin A_2 1 043 °K (770 °C), A_3 1 183 °K (910 °C), A_4 1 673 °K (1 400 °C). Se obişnuieşte a se pune indicele *c* pentru încălzire şi *r* pentru răcire (de ex. Ac_3, Ar_3).

Prima discontinuitate a curbelor (fig. 7.1) este situată la temperatura de 1 043 °K (770 °C) şi corespunde începutului dispariţiei feromagnetismului fierului pur (punctul C u r i e). Acest punct a fost multă vreme considerat drept

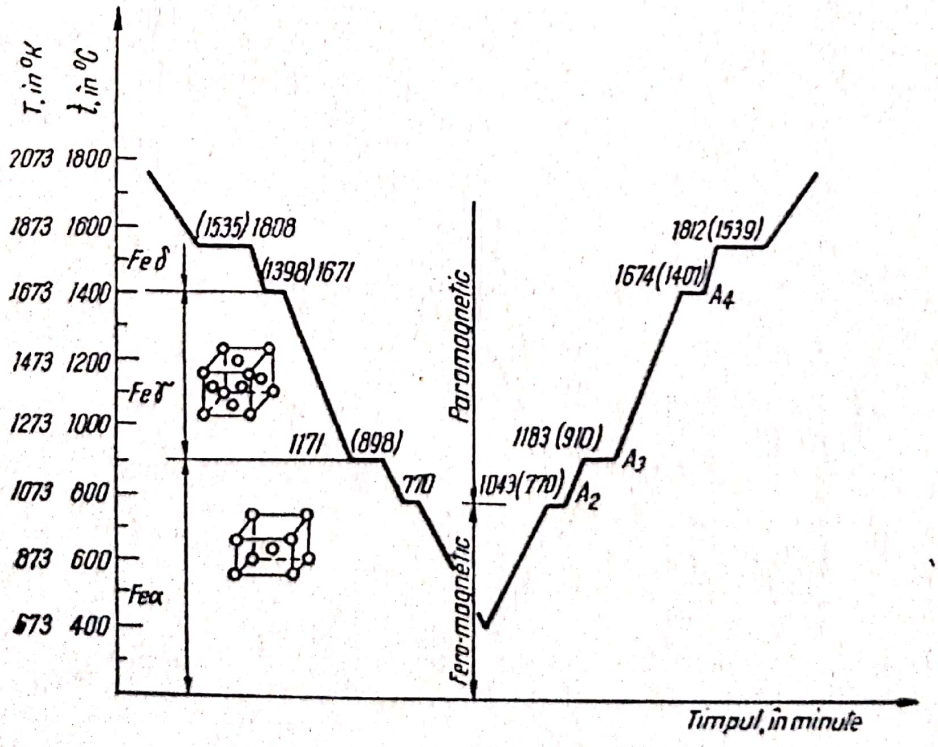


Fig. 7.1. Curbele de încălzire şi de răcire ale fierului.

punct critic de trecere de la forma alotropică Feα la forma alotropică Feβ. Dar cercetările recente cu raze X au arătat nejustețea acestei ipoteze.

Punctul A_3 cu 1 183 °K (910 °C) corespunde unei variații mari a proprietăților metalului. În momentul cînd această temperatură este atinsă, în cursul încălzirii are loc o modificare a structurii cristaline. Această modificare este pusă în evidență cu razele X și noua fază care apare se numește fier γ (Feγ).

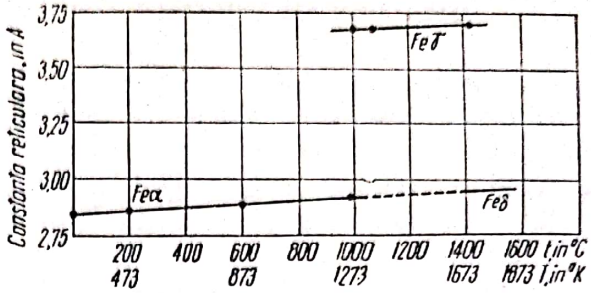


Fig. 7.2. Constantele reticulare pentru diferite forme alotropice ale fierului.

Se reamintește că : Feα are o structură cubică centrată, atomii fiind dispuși în cele 8 vîrfuri și în centrul cubului ; Feγ are o structură cubică cu fețe centrate și atomii ocupă cele 8 vîrfuri, precum și mijlocul fețelor. Aceste două edificii cristaline diferă între ele și prin valoarea parametrilor reticulari : parametrul rețelei Feα are valoarea 2,90 Å, iar al Feγ este de 3,64 Å. Rețeaua cubică cu fețe centrate este mai compactă decît rețeaua cubică centrată. Volumul specific al Feα este mai mare decît al Feγ, cu alte cuvinte transformarea Feα→Feγ este însoțită de o contracție a metalului.

Cele două forme alotropice prezintă variații diferite în ceea ce privește solubilitatea elementelor de aliere. Astfel, Feα poate dizolva maximum 0,020% C la 996 °K (723 °C), iar Feγ poate dizolva 2,06% C la temperatura de 1 420 °K (1 147 °C). Această solubilitate diferită a condiționat în mare măsură dezvoltarea considerabilă a siderurgiei.

Se precizează că la 1 673 °K (1 400 °C), punctul A_4, Feγ se transformă la rîndul său în Feδ, ce cristalizează în sistemul cubic centrat, deci o structură identică cu a Feα. În realitate proprietățile Feδ sînt similare cu cele ale Feα și de aceea se consideră că Feδ este un Feα stabil la temperaturi ridicate.

Dacă se extrapolează peste A_4 dreapta care reprezintă variația parametrilor reticulari ai Feα, deci peste A_3, se vor găsi exact valorile măsurate ale parametrilor Feδ (fig. 7.2).

7.2. ALIAJELE FIER-CARBON

Aliajele fier-carbon se împart în două grupe mari : oțeluri și fonte, care corespund diferitelor conținuturi în carbon. Aliajele Fe-C industriale conțin întotdeauna Si, Mn, P, S care provin din gangă, din minereu, din combustibil, sau se introduc în mod intenționat în cursul elaborării. La aceste elemente trebuie să se mai adauge, azotul, hidrogenul, care sînt de asemenea introduse în cantități mai mari sau mai mici după modul de elaborare.

În timpul elaborării se mai introduc cu materiile prime și alte elemente ca Cr, Al, Ti sau în unele situații se adaugă în mod voit unele elemente ca Cr, Co, Bi, Mn pentru a se obține anumite proprietăți mecanice.

În acest capitol se vor considera aliajele fier-carbon ca avînd mici cantități de Mn și de Si, foarte mici cantități de S și P și cantități neglijabile de alte elemente de aliere.

În aceste condiții pentru studiul oțelurilor și fontelor se va folosi diagrama binară Fe-C.

Scanned with OKEN Scanner

7.2.1. Diagrama de echilibru fier-carbon

Carbonul nedizolvat fie Feα fie în Feγ poate să se prezinte sub două forme elementare: starea de grafit (carbon liber) și de compus chimic (Fe_3C) numit *cementită*. Ca urmare vor exista două diagrame de echilibru Fe-C: diagrama de echilibru stabilă sau Fe-grafit, trasată punctat și diagrama de echilibru metastabilă sau Fe-Fe_3C (trasată în linii pline — fig. 7.3).

În cazul oțelurilor forma stabilă (Fe-C) nu apare decît excepțional, pe cînd în cazul fontelor, cele două forme se întîlnesc curent. Diagrama metastabilă Fe-Fe_3C scoate în evidență existența unei transformări peritectice (punctul J), o transformare eutectică (punctul *C*) și o transformare eutectoidă (punctul *S*).

Linia *ABCD* este lichidus, *AHJECFD* — solidus, *GS* — punctele A_3, linia *SE* — punctele A_{cem}, linia *GPQ* — limita domeniului solubilității soluției solide

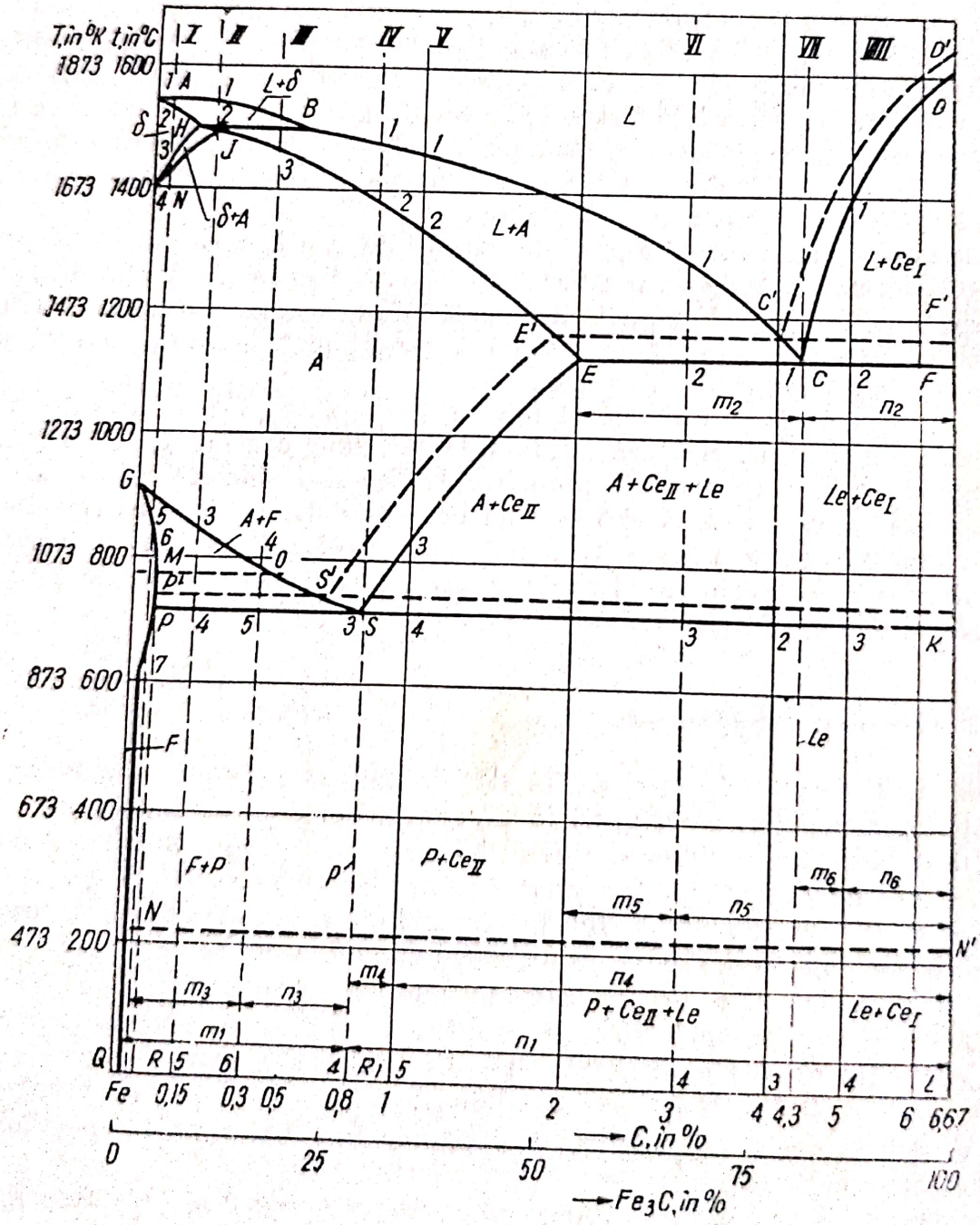


Fig. 7.3. Diagrama de echilibru Fe-C.

Scanned with OKEN Scanner

Feα (C), linia PS – punctele A_1, linia SK – punctele A_{13}, linia MO – punctele A_2 și linia NN' – punctele A_0.

Se precizează că deasupra liniei MO (punctele A_2), oțelul nu mai este feromagnetic, iar deasupra liniei NN' (punctele A_0), cementita își pierde proprietățile magnetice. Aceste linii, MO și NN', nu reprezintă linii de echilibru.

Punctele principale ale diagramei de echilibru sînt caracterizate prin concentrațiile și temperaturile date în tabelul 7.1.

Tabelul 7.1

Punete critice pe diagrama de echilibru Fe-C

Notație	Punctul caracteristic denumire	Temperatură		Concentrație, % C
		°C	°K	
A	Punct de topire al fierului pur	1 539	1 812	0
B	Punct de tranziție	1 493	1 766	0,51
J	Punct peritectic	1 493	1 766	0,15
N	Punct de transformare alotropică Feδ → Feγ	1 400	1 673	0
H	Punct de solubilitate maximă în carbon a Feδ	1 493	1 766	0,1
E	Punct de tranziție (saturarea Feγ în carbon), sistem metastabil	1 147	1 420	2,06
E'	Punct de tranziție (saturarea Feγ în carbon), sistem stabil	1 153	1 426	2,03
C	Punct eutectic, sistem metastabil	1 147	1 420	4,3
C'	Punct eutectic, sistem stabil	1 153	1 426	4,25
D	Punct de topire al cementitei (Fe_3C)	1 600	1 873	6,67
F	Punct de tranziție (lichid + Ce)	1 147	1 420	6,67
G	Punct de transformare Feγ → Feα	910	1 183	0
S	Punct eutectoid, sistem metastabil	723	996	0,81
S'	Punct eutectoid, sistem stabil	738	1 011	0,69
P	Punct de tranziție corespunzător conținutului maxim de carbon al Feα	723	996	0,02
K	Punct de tranziție	723	996	6,67
Q	Punct corespunzător saturației maxime în carbon a Feα	20	293	0,006
L	Punct de tranziție	20	293	6,67

Diagrama de echilibru la conținuturi în C peste 5% nu este pe deplin lămurită, datele experimentale de pînă acum fiind contradictorii. Pentru moment, în primă aproximație se va considera că și la conținuturi între 5 ... 6,67% C liniile de echilibru au alura celor trasate în figura 7.3.

Aliajele cu conținut în C pînă la 2,06% se numesc *oțeluri*, iar cele cu conținut mai mare se numesc *fonte*.

Oțelurile cu conținut pînă la 0,8% C se numesc *hipoeutectoide*, cele cu 0,8% C *eutectoide*, iar cele cu peste 0,8% C *hipereutectoide*. Fontele cu conținuturi sub 4,3% C se numesc hipoeutectice, cele cu 4,3% C eutectice și cele cu peste 4,3% C hipereutectice.

7.2.2. Solidificarea aliajelor fier-carbon

Se vor considera aliaje fier-carbon cu diferite concentrații în carbon (v. aliajele *I* ... *VIII*, fig. 7.3), spre a se evidenția cele mai caracteristice transformări.

Scanned with OKEN Scanner

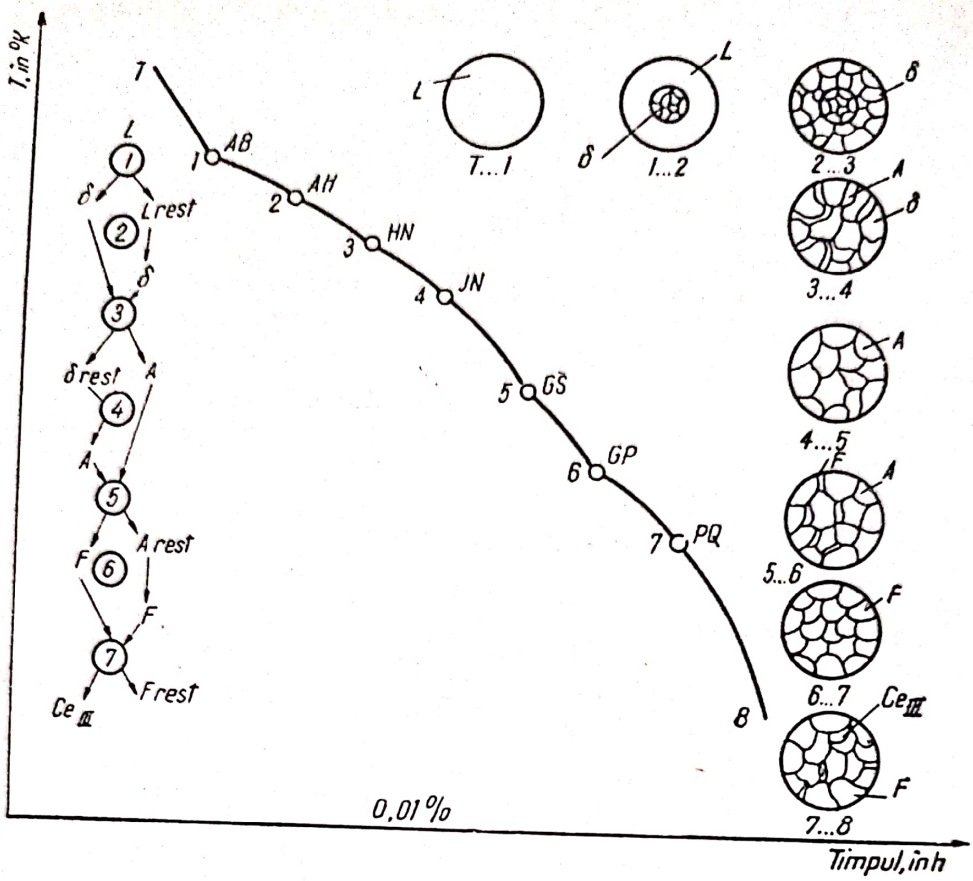


Fig. 7.4. Solidificarea aliajului cu 0,01 % C.

Aliajul I (fig. 7.4) cu concentraţie în C sub 0,02%. Se admite că aliajul se găseşte la o temperatură superioară temperaturii liniei lichidus, deci sistemul este format dintr-o soluţie lichidă cu miscibilitate completă a componenţilor. Răcind un asemenea aliaj, curba lui va prezenta diferite inflexiuni ce vor indica apariţia transformărilor fazice. Cu ajutorul metalografiei optice, electronice şi a razelor X se va identifica natura constituenţilor pentru fiecare zonă de transformare. De la temperatura de încălzire T pînă la punctul 1 se răceşte soluţia lichidă. În intervalul temperaturii punctelor 1 şi 2 există două faze : lichidă L_r şi solidă δ. La temperatura punctului 1 (punctul de intersecţie cu linia AB) se separă din soluţia lichidă primele cristale ale soluţiei solide de inserţie a carbonului în fierul δ (Feδ+carbon), notată Feδ (C), sau simplu δ.

La temperatura punctului 2 (punctul de intersecţie cu linia AH) se solidifică întregul lichid şi sistemul e format din soluţia solidă δ, sectorul 2 ... 3 reprezentînd răcirea soluţiei solide δ.

La temperatura punctului 3 (corespunzătoare liniei HN) se separă din soluţia solidă δ o altă soluţie solidă de inserţie a carbonului în Feγ (Feγ+C), care se va numi *austenită*. Sectorul 3 ... 4 reprezintă răcirea soluţiilor solide δ şi A. Austenita se va nota prescurtat cu A sau Feγ (C).

La temperatura punctului 4 se transformă şi restul soluţiei solide δ în austenită, producîndu-se îmbogăţirea soluţiei solide în carbon după linia NJ.

În domeniul temperaturilor corespunzătoare intervalului 4 ... 5 se răceşte austenita.

În momentul cînd temperatura este corespunzătoare punctului 5 (intersecţia cu linia GS), se creează condiţiile termodinamice favorabile apariţiei

unei noi faze. Austenita sărăceşte în carbon şi se transformă în parte într-o nouă soluţie solidă de inserţie a carbonului în Feα, (Feα+C), numită *ferită* şi care se notează prescurtat cu *F* sau Feα (C).

În domeniul temperaturii punctelor 5 şi 6 există două soluţii solide (ferita şi austenita) în echilibru.

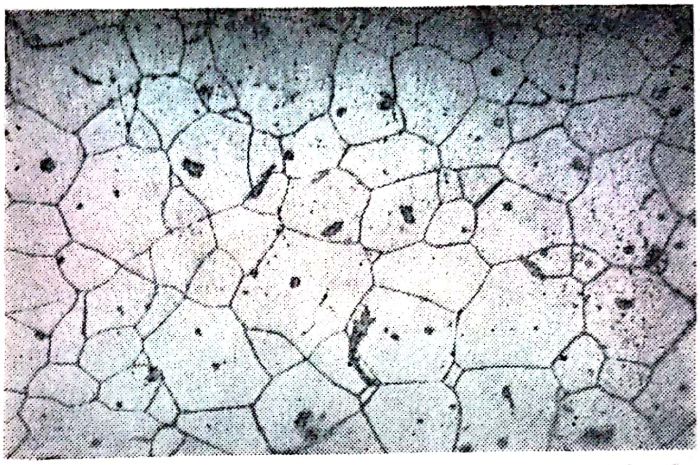


Fig. 7.5. Structura aliajului cu 0,01 % C ; matrice feritică + precipitări de Ce_{III} (MO × 200).

La temperatura punctului 6 (intersecţia cu linia *GP*) se creează condiţiile favorabile de transformare a întregii cantităţi de austenită în ferită. Sub această temperatură va fi prezentă în structură o singură fază, ferita, cu conţinutul în carbon egal cu al soluţiei iniţiale. Scăzînd în continuare temperatura la cea corespunzătoare punctului 7 (intersecţia cu linia *PQ*), se eliberează carbon din soluţia solidă α şi se formează o nouă fază Fe_3C care se numeşte *cementită terţiară* Ce_{III}, spre a se deosebi de cementita ce apare direct din lichid şi din austenită.

De la temperatura punctului 7 şi pînă la temperatura ambiantă continuă micşorarea solubilităţii carbonului în Fe, se eliberează atomi de carbon şi creşte cantitatea de cementită terţiară. La temperatura ambiantă vor fi prezente fazele *ferita şi cementita* ($F+Ce_{III}$), figura 7.5.

Aliajul II cu un conţinut în carbon de 0,15% are curba de răcire cu alura din figura 7.6. Pînă la temperatura punctului 2 aliajul prezintă aceleaşi trans-

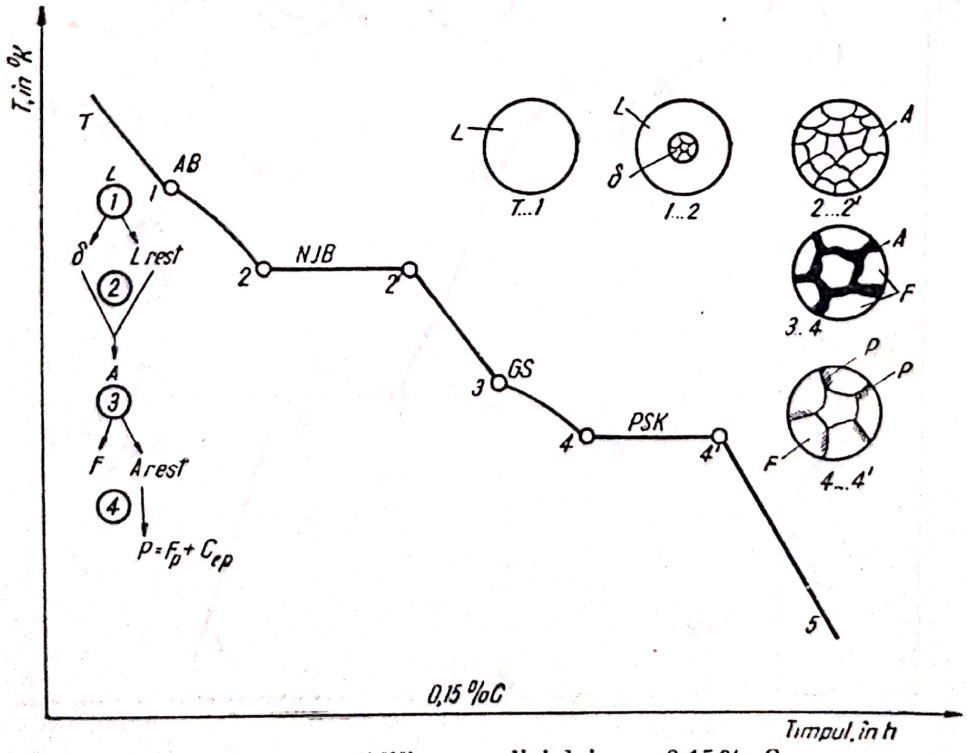


Fig. 7.6. Solidificarea aliajului cu 0,15 % C.

Scanned with OKEN Scanner

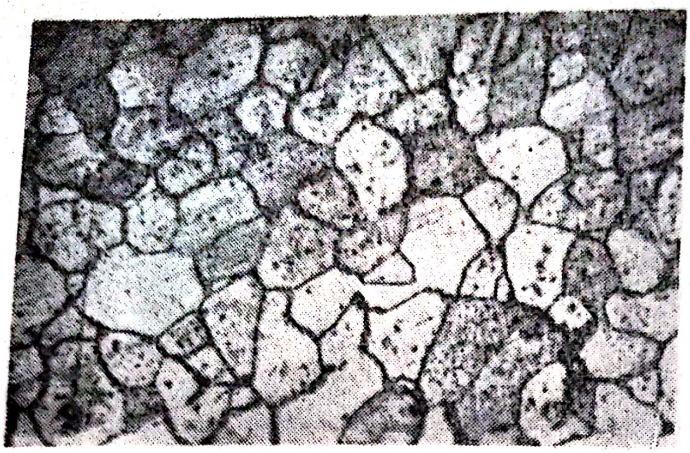


Fig. 7.7. Structura aliajului cu 0,15% C: matrice feritică + formații de perlită (MO×450).

formări ca și cele arătate la aliajul *I*, $L \rightarrow L_r + \delta$. La temperatura 2 (corespunzătoare liniei peritectice *HJB*) are loc transformarea peritectică $L + \delta \rightarrow A$, adică trecerea soluției lichide și a celei solide într-o nouă soluție solidă, austenita. În continuare aliajul prezintă aceleași transformări ca și aliajul *I* pînă la temperatura punctului 4 (corespunzătoare temperaturii eutectoidului), cînd se transformă austenita în amestecul mecanic de ferită și cementită, care se numește *perlită P*.

În mod convențional se va nota cu F_p *ferita perlitei* și cu Ce_p *cementita perlitei*. Ferita perlitei conține 0,02% C, iar cementita perlitei are 6,67% C.

Structura aliajului cu 0,15% C este formată din ferită proeutectoidă *F* și perlită (fig. 7.7).

Aliajul III cu conținut în carbon între 0,15 și 0,51 (0,3%), pînă la temperatura peritecticului, este format din fazele în echilibru, lichid și soluție solidă δ (fig. 7.8).

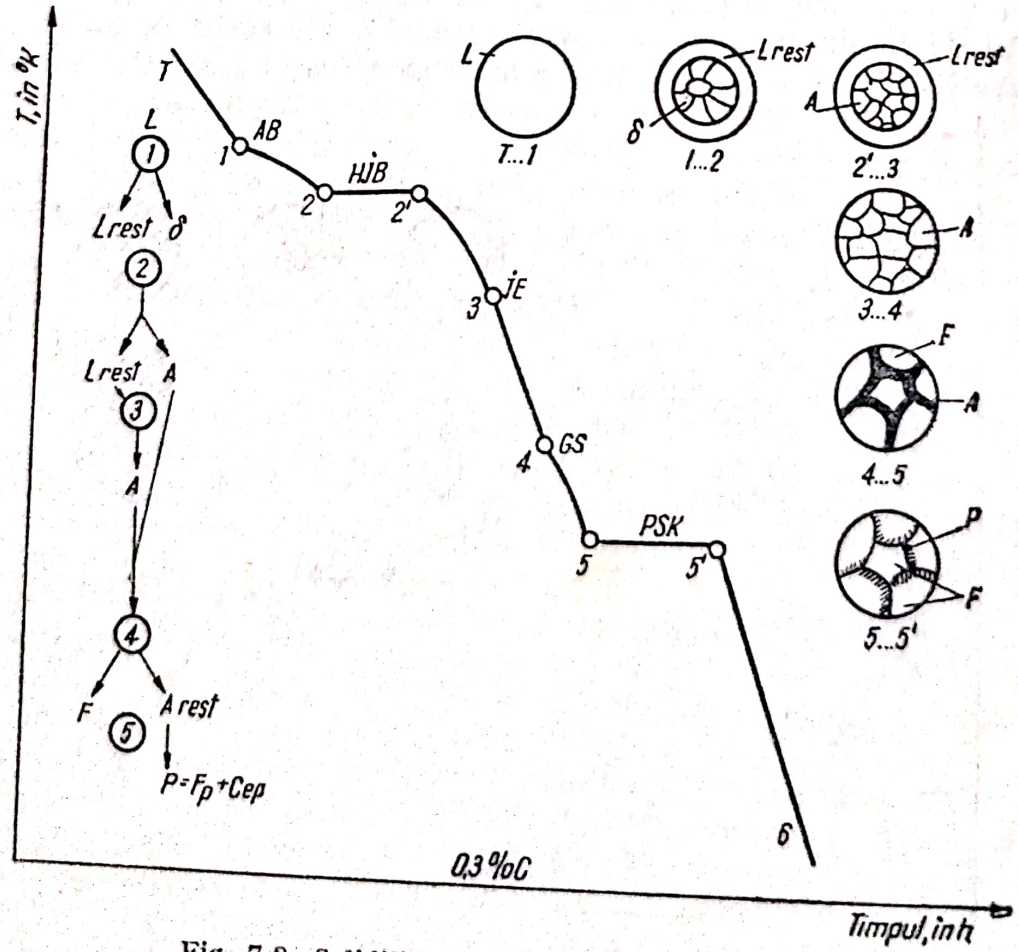


Fig. 7.8. Solidificarea aliajului cu 0,3% C.

Scanned with OKEN Scanner

La temperatura peritecticului se va produce transformarea $L_r+\delta \rightarrow L_r+A$, cînd soluția lichidă dizolvă întreaga fază δ și apoi cristalizează în parte într-o nouă soluție solidă γ (austenită) rămînînd și lichid nesolidificat.

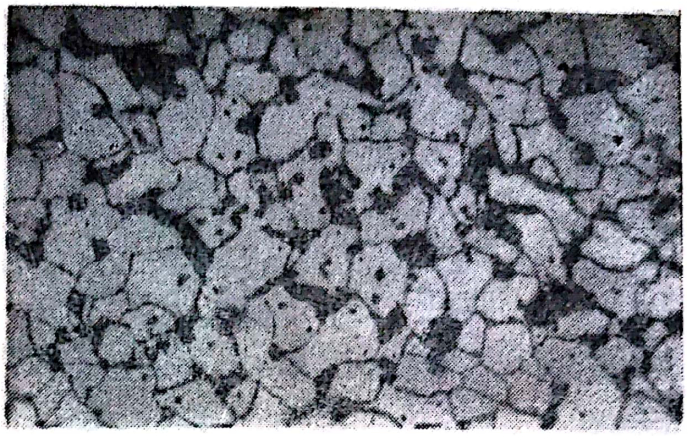


Fig. 7.9. Structura aliajului cu 0,3% C: matrice ferită + formații de perlită (MO × 450).

Sub temperatura punctului 3 (linia JE) se solidifică întreaga cantitate de lichid și apare austenita.

La temperatura punctului 4 (linia GS) se separă din austenită o nouă fază, ferita și în structură vor fi prezente austenita netransformată și ferita. Transformările structurale în continuare au loc ca și la aliajul *II*, ajungîndu-se în final la echilibrul fazelor ferită proeutectoidă și perlită.

Microstructura unui oțel cu 0,3% C este formată din ferită proeutectoidă și perlită (fig. 7.9). Cantitatea de ferită este mai mică decît în cazul precedent, iar cantitatea de perlită a crescut.

Aliajul IV cu un conținut de 0,8% C (caracteristic oțelurilor eutectoide) are sub temperatura punctului 2 (corespunzătoare liniei JE) structura formată din soluția solidă γ — austenită, (fig. 7.10). Răcirea în continuare pînă la atin-

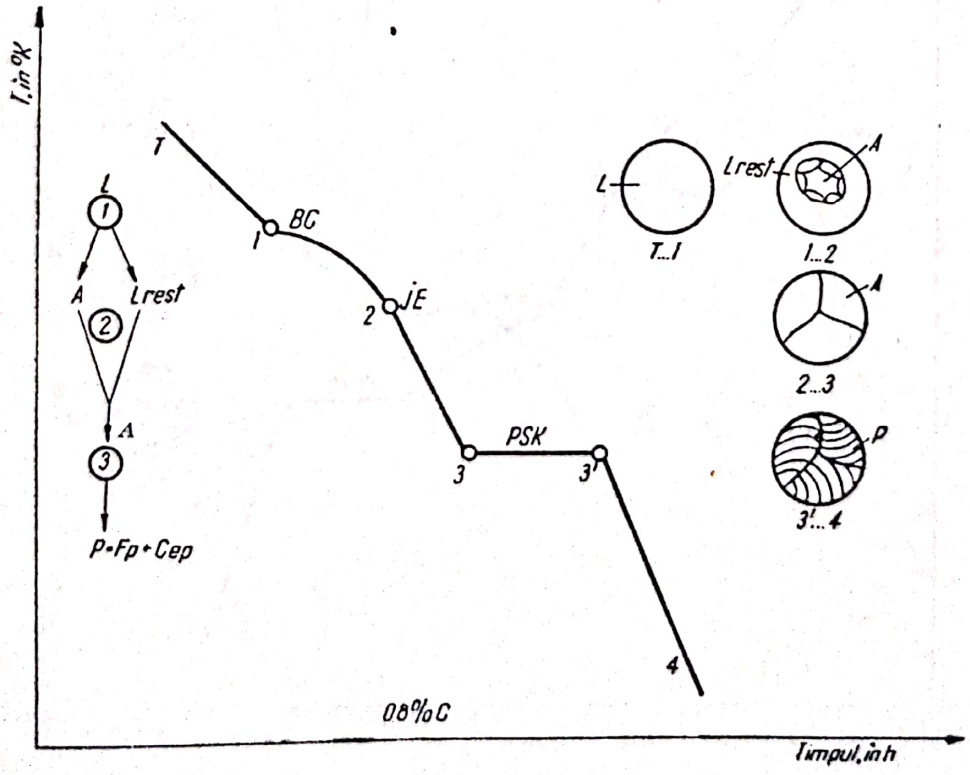


Fig. 7.10. Solidificarea aliajului cu 0,8% C.

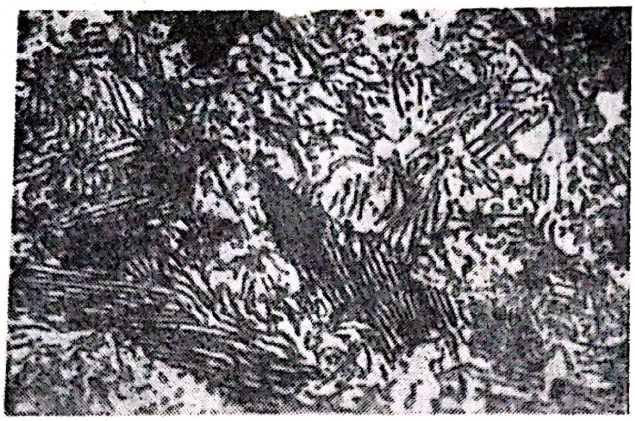


Fig. 7.11. Structura aliajului cu 0,8% C: perlită lamelară (MO × 450).

gerea temperaturii eutectoidului, creează condiții termodinamice favorabile și austenita trece direct în perlită. Transformarea eutectoidă este caracterizată prin concentrație constantă și temperatură constantă 0,8 % C și 996 °K (723 °C).

Structura oțelului cu 0,8% C este formată numai din perlită (fig. 7.11). Mărimea lamelelor de ferita perlitei și cementita perlitei este funcție de viteza de răcire aplicată.

Aliajul V, cu un conținut în carbon de 1,0% caracteristic pentru aliajele cu un conținut între 0,8 ...2,06% C (hipereutectoide), are la temperaturi inferioare punctului 2 o structură austenitică. Răcirea în continuare provoacă micșorarea conținutului în carbon al austenitei (de la 2,06% la 0,8%) și apare cementita secundară, de-a lungul liniei *ES*, (fig. 7.12).

La temperatura punctului 4, aliajul suferă transformarea eutectoidă și austenita se transformă în perlită. Sub temperatura eutectoidului în structură

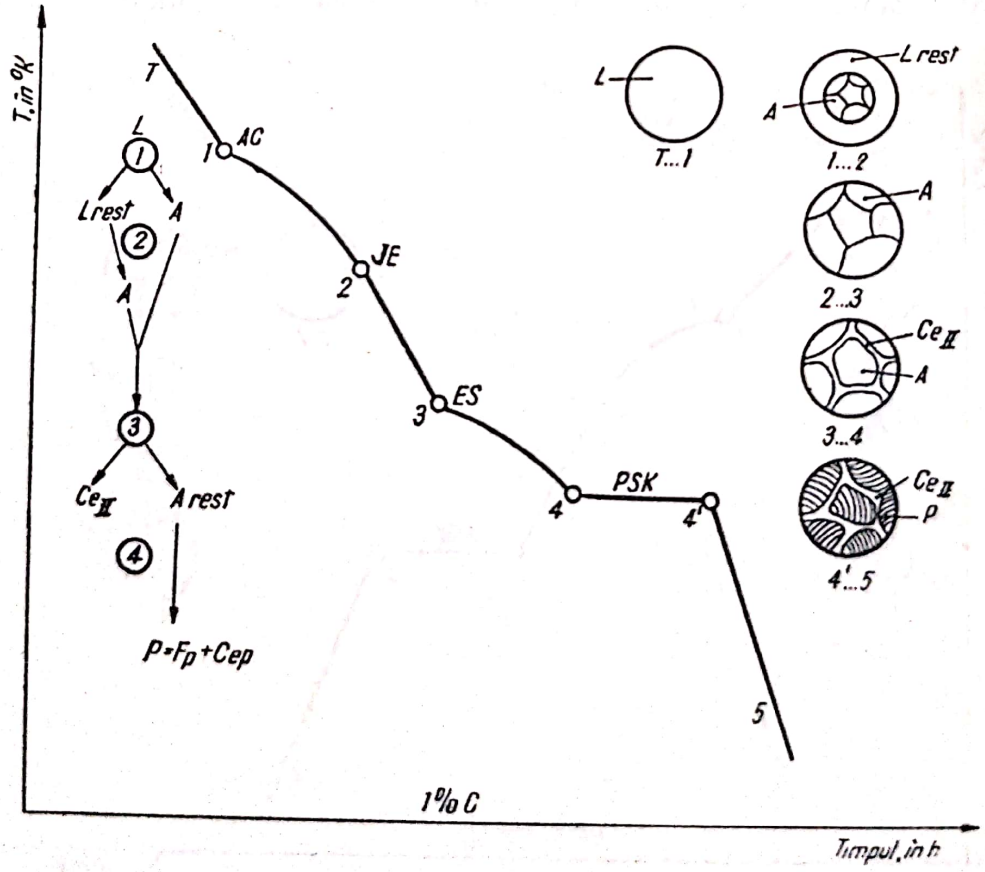


Fig. 7.12. Solidificarea aliajului cu 1% C.

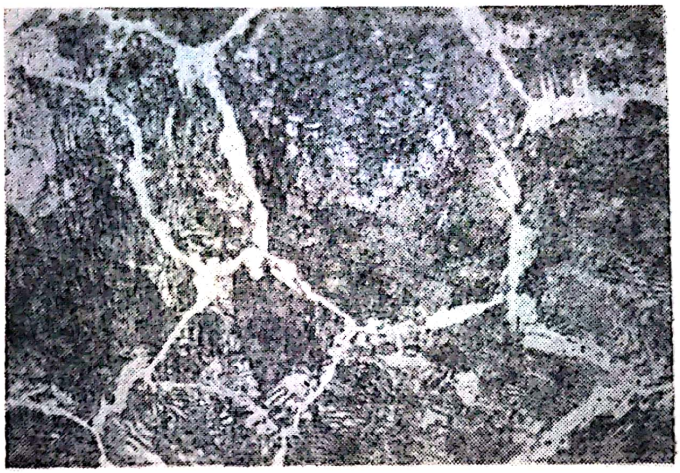


Fig. 7.13. Structura aliajului cu 1% C: matrice de perlită+rețea de Ce_{II} (MO×450).

vor fi prezente: cementita secundară Ce_{II} sub formă de rețea și perlita (fig. 7.13).

Aliajul VI, cu un conținut de 3% C caracteristic fontelor hipoeutectice (fig. 7.14), răcit lent, separă din soluția lichidă la temperatura punctului 1 cristale de soluție solidă γ (austenită), iar la atingerea temperaturii punctului 2, T_E=1 420 °K se creează condițiile termodinamice favorabile transformării eutectice. Constituenții structurali în echilibru vor fi austenita *A* și ledeburita *Le*. Răcirea în continuare provoacă separarea cementitei secundare din austenită după linia *SE*.

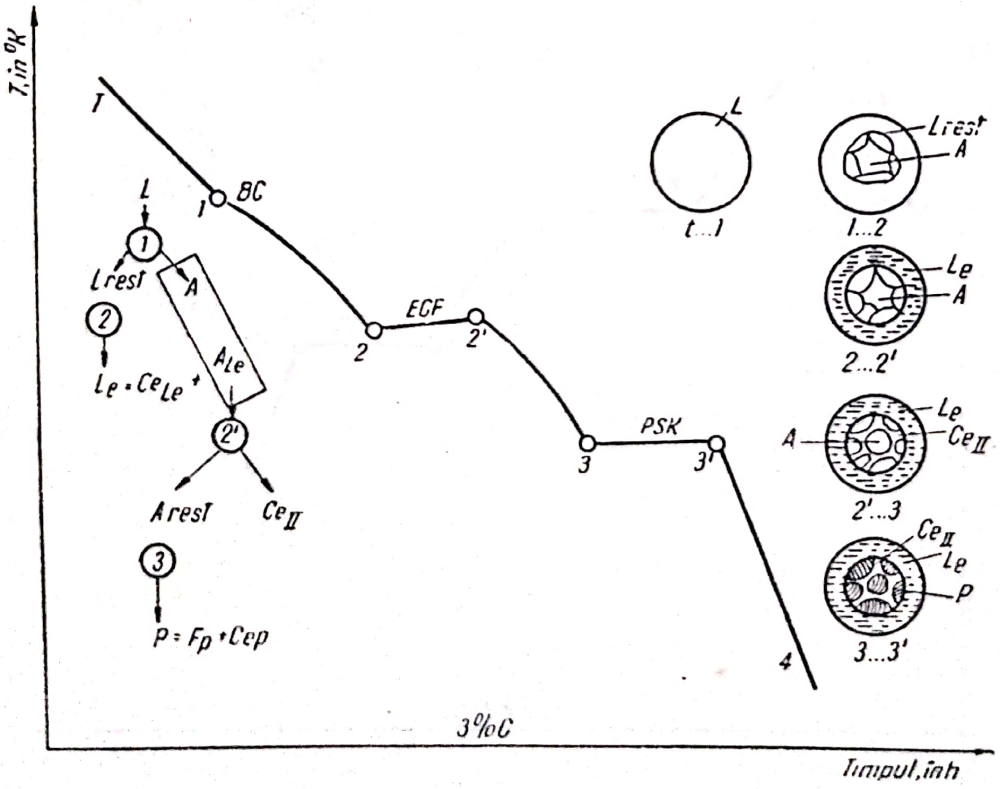


Fig. 7.14. Solidificarea aliajului cu 3% C.

Scanned with OKEN Scanner

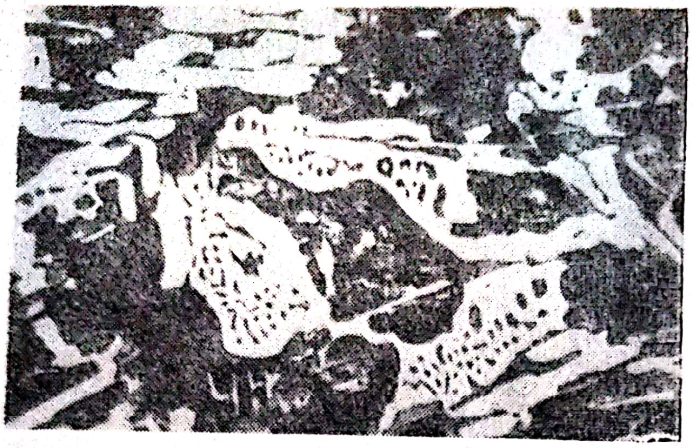


Fig. 7.15. Structura fontelor albe hipoeutectice : $P+Ce_{II}+Le$ (MO × 450).

La atingerea temperaturii punctului 3 (temperatura eutectoidului) austenita se transformă în perlită și în structură vor fi prezente : perlita, cementita secundară și ledeburita (fig. 7.15).

În cazul *aliajului VII cu un conținut în carbon de 4,3%* (fonte eutectice), figura 7.16, la atingerea temperaturii eutectice, din lichid se separă simultan cristale de austenită și de cementită care formează eutecticul : ledeburita *Le*. *Ledeburita* este un amestec mecanic format din austenită și cementită la temperatura eutecticului. Austenita ledeburitei conține 2,06% C, iar cementita ledeburitei 6,67% C, $Le=A_{Le}+Ce_{Le}$.

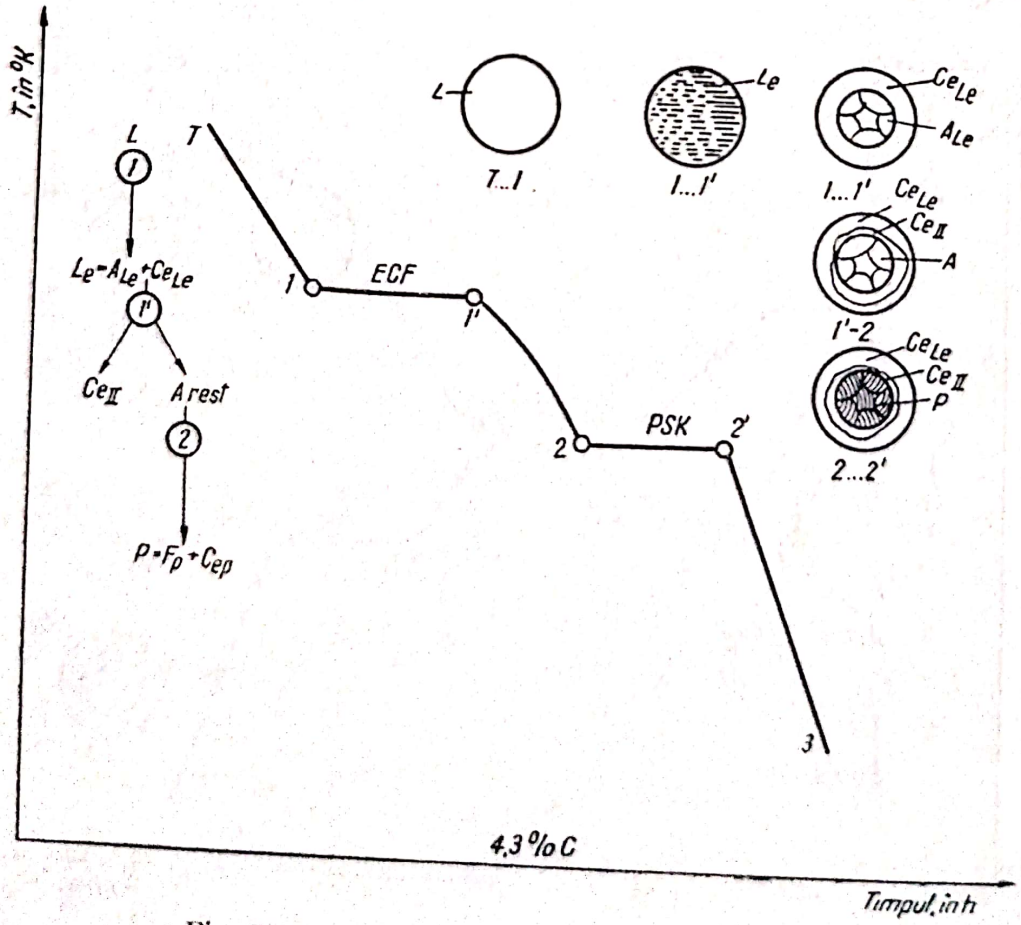


Fig. 7.16. Solidificarea aliajului cu 4,3% C.

Scanned with OKEN Scanner

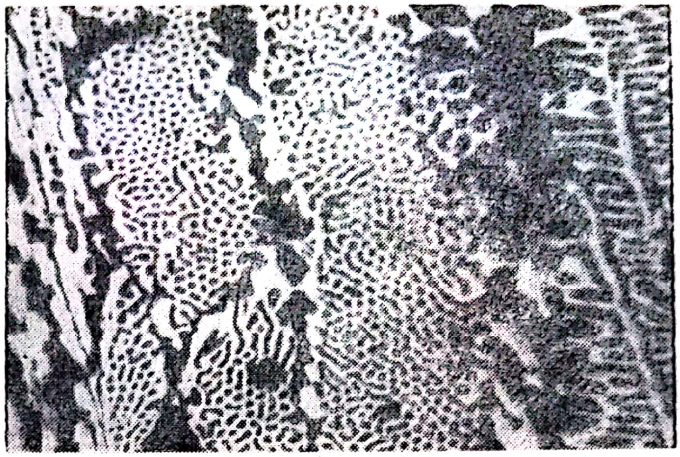


Fig. 7.17. Structura fontelor albe eutectice :j *Le* (*MO*×450).

La temperaturi sub A_{13} austenita ledeburitei se transformă în perlită și la temperatura ambiantă structura va fi formată din perlită și cementită. Microstructura fontei cu 4,3% C este arătată în figura 7.17.

Aliajul VIII, cu un conținut de 5% C, caracteristic fontelor hipereutectice (fig. 7.18) la atingerea temperaturii punctului 1 (linia *CD*) separă din lichid cristale de cementită, care se va numi cementită primară Ce_I.

Sub temperatura eutecticului în structură vor fi prezente cementita primară și eutecticul ledeburită (Ce_I+*Le*). Răcirea în continuare provoacă transformări în stare solidă. Suferă transformări austenita ledeburitei care se descompune și sub A_{13} se transformă în perlită. La temperatura ambiantă consti-

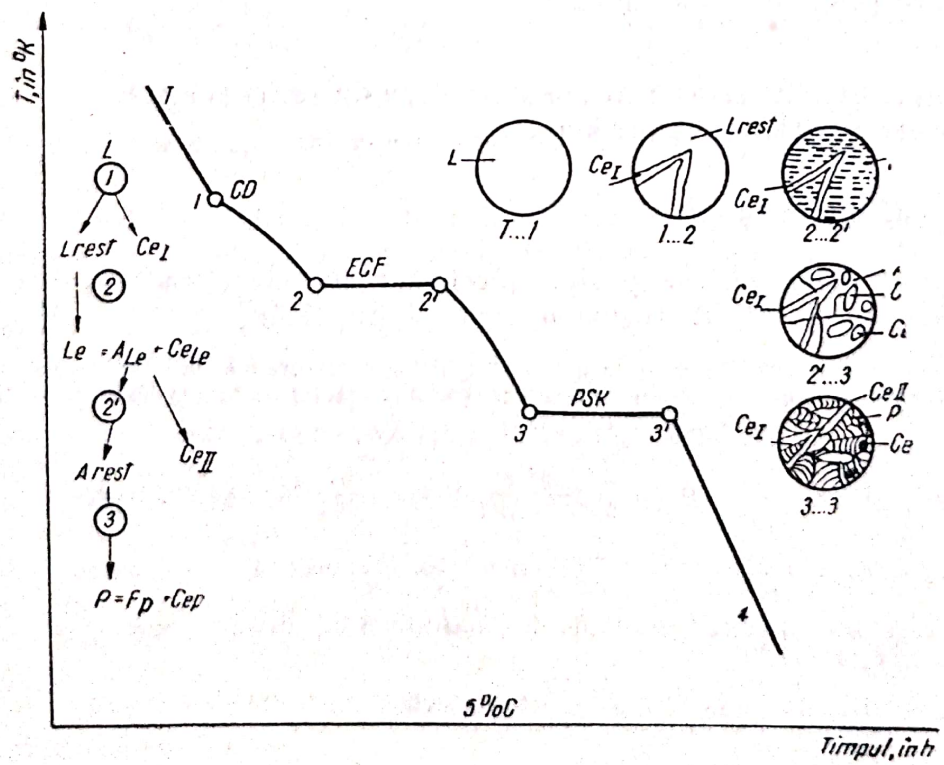


Fig. 7.18. Solidificarea aliajului cu 5% C.

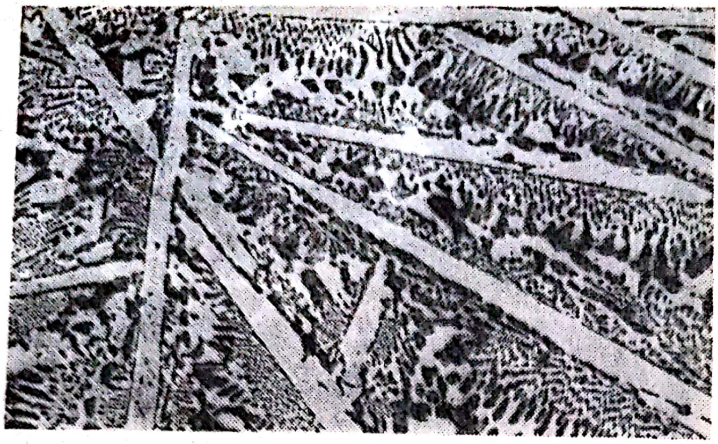


Fig. 7.19. Structura fontelor albe hipereutectice : $Le + Ce_I$ (MO × 200).

tuenţii în echilibru vor fi ledeburita şi cementita primară (fig. 7.19).

S-a arătat mai înainte că de-a lungul liniilor A_3 se separă ferita proeutectoidă, iar de-a lungul liniei A_{cem}, se separă cementita secundară. Existenţa liniei A_{cem} poate fi interpretată în modul următor : în punctul E, reţeaua austenitei conţinînd 2,06% C este dilatată în raportul 77/52 (raza atomului de C şi raza unor goluri). Cînd temperatura scade, reţeaua se contractă şi expulzează atomi de carbon.

Existenţa liniei A_3 este o consecinţă a transformării alotropice $Fe\gamma \rightarrow Fe\alpha$. De fapt, cînd temperatura scade, transformarea alotropică are tendinţa de a se produce, se separă treptat ferita care conţine foarte puţin carbon, iar austenita se îmbogăţeşte în carbon pe măsură ce transformarea se desfăşoară şi în momentul cînd s-a atins punctul S, austenita bogată în carbon dă naştere perlitei.

Din cele relatate se poate vedea că aliajele fier-carbon, care se solidifică după sistemul metastabil, prezintă la temperatura ambiantă două faze : ferita şi cementita, iar forma şi amplasarea lor este diferită în funcţie de relaţiile de cristalizare primare sau secundare.

7.3. CALCULUL CANTITATIV AL CONSTITUENŢILOR STRUCTURALI DINTR-UN ALIAJ FIER-CARBON

7.3.1. Calculul analitic

Pentru a determina cantitatea constituenţilor structurali pentru diferite aliaje Fe-C se va utiliza regula orizontalei (fig. 7.3).

1. Se cere cantitatea procentuală a constituenţilor structurali ai unui oţel eutectoid. Segmentele determinate de intersecţia liniei concentraţiei cu izoterma la 293 °K au valorile :

$$m_1 = 0{,}8 - 0{,}006 = 0{,}794 \; ; \; n_1 = 6{,}67 - 0{,}8 = 5{,}87$$

$$G_F = \frac{n_1}{m_1 + n_1} 100 = \frac{5{,}87}{5{,}87 + 0{,}794} 100 = \frac{5{,}87}{6{,}664} 100 = 88{,}2\% \text{ ferită}$$

$$G_{Ce} = \frac{m_1}{m_1 + n_1} 100 = \frac{0{,}794}{0{,}664} 100 = 11{,}8\% \text{ cementită}$$

2. Se cere să se calculeze cantităţile de cementită şi de austenită descompusă ale ledeburitei $m_2 = 2{,}24$; $n_2 = 2{,}37$

$$G_{A_{Le}} = \frac{n_2}{m_2 + n_2} 100 = \frac{2{,}37}{4{,}61} 100 = 51{,}40\% \text{ austenită descompusă}$$

$$G_{Ce_{Le}} = \frac{m_2}{m_2 + n_2} 100 = \frac{2{,}24}{4{,}61} 100 = 48{,}60\% \text{ cementită ledeburitică}$$

Scanned with OKEN Scanner

3. Să se determine conținutul de ferită și perlită la temperatura ambiantă a unui oțel cu 0,3 % C ; $m_3=0,294$; $n_3=0,5$; $G_F=63\%$ ferită ; $G_p=37\%$ perlită.

4. Să se calculeze cantitățile de cementită secundară și perlită ale unui oțel cu 1,0 % C ; $m_4=0,2$; $n_4=5,67$; $G_p=96,5\%$ perlită ; $G_{Ce_{II}}=3,5\%$ cementită secundară.

5. Să se calculeze cantitățile de perlită, cementită secundară și ledeburită conținute de o fontă cu 3,0 % C.

La 1 420 °K sînt prezente fazele : austenită A și ledeburită Le ; $m_5=3-2,06=0,94$; $n_5=4,3-3=1,3$.

$$G_A=\frac{1,3}{1+1,3}100=\frac{1,3}{2,3}100=56,6\%\ \text{austenită}$$

$$G_{Le}=\frac{0,94}{1+1,3}100=\frac{0,94}{2,5}100=43,5\%\ \text{ledeburită}$$

Dacă nu se ia în considerare cementita secundară provenită din descompunerea ledeburitei și se consideră numai cea dată de austenită, atunci cantitatea ei va fi :

— după exemplul 4 de calcul se poate stabili că 100 % austenită va elibera 21 % cementită secundară. Printr-o regulă de trei simplă se stabilește cantitatea de cementită secundară provenită din austenita fontei cu 3 % C.

$$\begin{matrix}100\ldots21\\56,5\ldots x\end{matrix}\qquad x=\frac{21\cdot56,5}{100}=11,86\%\ \text{cementită secundară}$$

Va rămîne la 996 °K următoarea cantitate de austenită nedescompusă : 56,5—11,86=44,64, care se va transforma sub temperatura eutectoidului.

Deci o fontă cu 3 % C va avea la temperatura ambiantă 43,5 % ledeburită, 44,64 % perlită, 11,86 % cementită secundară.

6. Care sînt cantitățile de cementită primară și ledeburită ale unei fonte cu 5 % C ; $m_6=0,7$; $n_6=1,67$; $G_{Ce_I}=29,5\%$ și $G_{Le}=70,5\%$ ledeburită.

$$G_{Le}=\frac{n_6}{m_6+n_6}100=\frac{1,67}{0,7+1,67}100=70,5\%\ \text{ledeburită}$$

7.3.2. Construirea diagramei constituenților structurali

Scriind în ordonată conținuturile procentuale ale constituenților, iar pe abscisă concentrațiile aliajelor fier-carbon se obține diagrama constituenților structurali (fig. 7.20), care are la bază calculele analitice după modelul celor de mai sus.

Aliajele cu conținut de 0 ; 0,8 ; 4,3 și 6,67% C vor fi formate dintr-un singur constituent (deci va fi reprezentat 100%), ferita linia *ab*, perlita linia *cd*, ledeburita linia *mn* și cementita linia *pq*. Între aceste concentrații variația cantității constituenților structurali este liniară.

Domeniul cementitei secundare se delimitează unind punctele *c*, *q* și punctul *i*

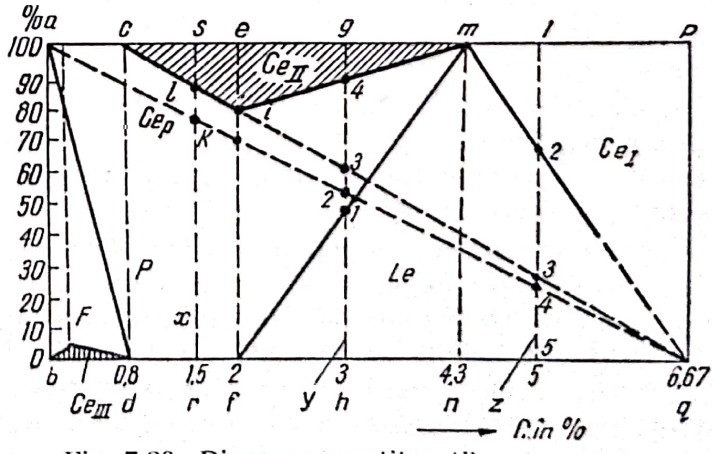


Fig. 7.20. Diagrama constituenților structurali.

(intersecția ei cu linia concentrației de 2,06% C) cu punctul *m*. Diagonala *aq* separă domeniul fazei feritice de cel al fazei cementitice.

Determinarea cantității fazelor se poate face trasînd o verticală corespunzătoare aliajului considerat și punctele de intersecție ale ei cu liniile din diagramă indică participarea procentuală a fazelor sau constituenților în structura aliajului respectiv. În aliajul *x* cu un conținut de 1,5% C, structura este formată din perlită segmentul *lr*, ferită segmentul *kr*, cementita secundară segmentul *ls*, cementita totală segmentul *ks*, cementita perlitei segmentul *kl*.

7.4. PROPRIETĂȚILE MECANICE ALE CONSTITUENȚILOR STRUCTURALI ÎN ECHILIBRU AI OȚELURILOR

Ferita este un constituent moale, tenace, plastic avînd proprietăți aproape identice cu ale fierului tehnic.

Cementita este un constituent dur, fragil, proprietățile ei mecanice pot fi determinate cu aproximație prin încercări indirecte, deoarece nu se poate obține o epruvetă în întregime din cementită și nu se pot determina proprietățile ei la tracțiune și alungire.

Perlita fiind un amestec eutectoid de ferită și cementită, proprietățile ei mecanice vor fi dependente de ale acestora. Forma și mărimea fazelor perlitei influențează proprietățile ei mecanice și anume cu cît acestea sînt mai fine cu atît caracteristicile mecanice sînt mai ridicate.

Caracteristicile mecanice medii ale feritei, cementitei și perlitei sînt redate în tabelul 2.

Tabelul 7.2

Constituenți structurali de echilibru, caracteristici mecanice medii

Constituenți	σ_r, daN/mm²	δ, %	ψ, %	Duritate *HB*	*K*, daJ/cm²
Ferita	30	40	70	80	20
Cementita	—	—	—	cca. 800	—
Perlita : — f. fină	110	25	—	185	—
— normală	85	15	—	205	—
— grosolană	55	10		250	—

În cazul oțelurilor răcite suficient de încet ($v_r < 4$ °K/min), încît să conțină în structură numai perlită și ferită sau cementită proeutectoidă, se pot stabili cu aproximație caracteristicile mecanice pornind de la valorile corespunzătoare constituenților.

Caracteristicile mecanice ale unui oțel se pot stabili pe baza constituenților structurali socotind că fiecare constituent intervine cu propriile caracteristici în funcție de proporția în care participă în structură. Această ipoteză a fost verificată de fapt și pe cale experimentală și dă valori în primă aproximație.

De exemplu, pentru un oțel cu 0,5% C se pot determina caracteristicile mecanice luînd în considerare proporția constituenților și caracteristicile lor mecanice.

Scanned with OKEN Scanner

Structura acestui oțel este formată din ferită proeutectoidă și perlită. Se admite că perlita este foarte fină. Cantitatea de perlită și ferită va fi : $G_P = 62\%$; $G_F = 38\%$. Rezistența la rupere a acestui oțel va fi :

$$\sigma_{r0,5\%\,C} = \frac{110 \cdot 62}{100} + \frac{30 \cdot 38}{100} = 70 \text{ daN/mm}^2.$$

Duritatea :

$$HB_{0,5\%\,C} = \frac{250 \cdot 62}{100} + \frac{80 \cdot 38}{100} = 186 \text{ daN/mm}^2.$$

Alungirea :

$$\delta_{0,5\%\,C} = \frac{10 \cdot 62}{100} + \frac{40 \cdot 38}{100} = 21,4\%.$$

Aceste date nu sînt decît foarte aproximative deoarece nu s-a ținut seama de prezența elementelor care participă pe lîngă Fe și C. Se obține o estimare și mai exactă dacă se calculează caracteristicile mecanice în funcție de carbonul echivalent.

Carbonul echivalent reprezintă conținutul în carbon al unui oțel ipotetic, care are aceleași caracteristici ca și un oțel industrial considerat.

Fie un oțel care are pe lîngă Fe și C elemente ca Mn, Si, P, S, iar Ni și Cr sub 0,7% respectiv 0,1%. Carbonul echivalent al acestui oțel va fi :

$$C_e = C + \frac{1}{8}(Si + Mn) + \frac{1}{2}(S + P) + \frac{1}{20}(Ni + Cr). \qquad (7.1)$$

Literele se înlocuiesc cu procentul elementelor.

Legătura între carbonul echivalent și rezistența la rupere a oțelului este arătată în tabelul 7.3.

Tabelul 7.3

Rezistența la rupere a oțelului, funcție de carbonul echivalent

C_e, %	σ_r, daN/mm²	C_e, %	σ_r, daN/mm²
0,1	32	0,6	69
0,2	38	0,7	80
0,3	46	0,8	90
0,4	54	0,9	99
0,5	61	1,0	106

Conținutul în carbon influențează puternic caracteristicile mecanice (fig. 7.21, *a*) și fizice ale oțelului (fig. 7.21, *b*). Se observă că pe măsura creșterii conținutului în carbon sînt influențate toate proprietățile mecanice și fizice : cresc rezistența la rupere σ_r, duritatea H, rezistivitatea ρ și cîmpul coercitiv H_c, iar restul caracteristicilor scad.

Scanned with OKEN Scanner

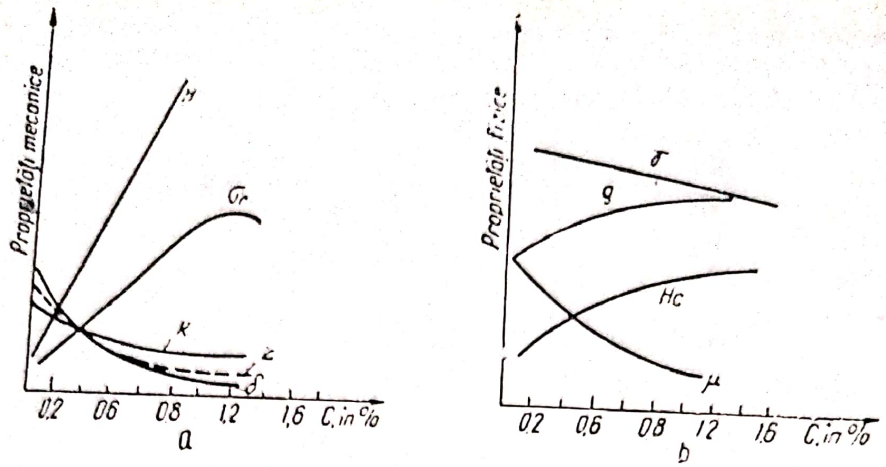


Fig. 7.21. Influența conținutului în C asupra proprietăților mecanice și fizice ale oțelului.

În funcție de conținutul în carbon, oțelurile hipoeutectoide pot fi clasificate ca în tabelul 7.4.

Tabelul 7.4

Clasificarea oțelurilor hipoeutectoide

Denumire	Conținut în carbon, %	Proprietăți mecanice		
		σ_r, daN/mm²	σ_c, daN/mm²	δ, %
Oțeluri extra moi	0,05—0,15	32— 38	20—24	34—38
Oțeluri moi	0,15—0,25	38— 46	24—28	28—25
Oțeluri semi moi	0,25—0,40	46— 55	28—32	25—22
Oțeluri semi dure	0,40—0,60	55— 65	32—38	22—18
Oțeluri dure	0,60—0,70	65— 75	38—45	18—14
Oțeluri foarte dure	0,70—0,80	75— 85	45—50	14— 8
Oțeluri extra dure	0,8	85—100	50—55	8— 5

La oțelurile hipereutectoide prezența cementitei secundare la limita grăunților de perlită le mărește fragilitatea. Rezilința, alungirea și gîtuirea scad pe măsura ridicării conținutului în carbon.

Cele prezentate sînt valabile în cazul răcirii oțelurilor cu viteză mică. În cazul răcirii cu viteză mare vor apare modificări structurale ce se depărtează de cele de echilibru, care au proprietăți mecanice și fizice deosebite. Modificările structurale în afară de echilibru vor fi studiate într-un alt capitol.

7.5. INFLUENȚA ELEMENTELOR ÎNSOȚITOARE ASUPRA PROPRIETĂȚILOR OȚELULUI

7.5.1. Influența fosforului și sulfului

Fosforul și sulful sînt două metaloide care se întîlnesc în toate oțelurile sub formă de impurități și au adesea concentrația cuprinsă între 0,01 ... ... 0,08%.

Scanned with OKEN Scanner

Structura atomică a P este apropiată de cea a S şi ele nu diferă decît printr-un electron de valenţă. Aceste elemente se găsesc unul lîngă altul în tabelul periodic. Diametrul atomic al P este de 1,86 Å iar al celui de S de 2,08 Å.

7.5.1.1. **Influenţa fosforului.** Fosforul formează cu Fe două combinaţii chimice : Fe_3P (reţea quadratică) şi Fe_2P (reţea hexagonală).

Temperatura eutecticului sistemului Fe_3P-Fe este de 1 323 °K (1 050 °C) şi concentraţia eutecticului este de 10,2% P (fig. 7.22).

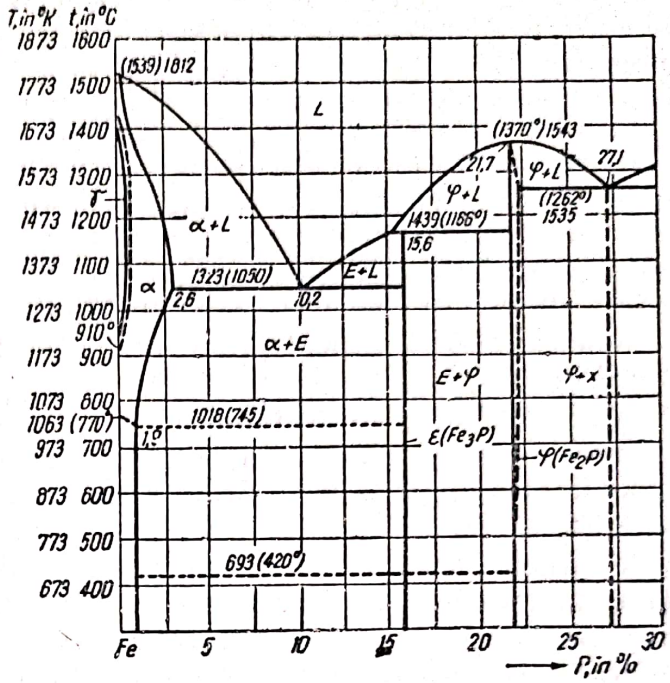


Fig. 7.22. Diagrama de echilibru fier-fosfor.

Fosforul este un element alfagen şi formează cu ferita o soluţie conţinînd pînă la 2,6% P. Fosforul se dizolvă de asemenea în Feγ, dar limita solubilităţii este de cca 0,6%. Coeficientul de difuziune a P în Fe este mai mic decît al C şi astfel P dă naştere unor segregaţii importante.

Mulţi cercetători sesizează că conţinutul în P al oţelurilor carbon turnate poate fi de 3 ... 4 ori mai mare în spaţiul interdendritic decît în axele acestora. În timpul recoacerii sau reîncălzirii făcute în vederea prelucrării la cald, datorită difuziunii mici a P nu se elimină heterogenitatea chimică la scara dendritelor, forma iniţială este modificată şi se obţine aşa-numitul *fibraj* al oţelului, care poate fi pus în evidenţă prin atac cu reactivii S t e a d sau O b e r h o f f e r, care fac să apară macrografic structura primară. Heterogenitatea chimică poate da uneori loc la *structuri în benzi*. Aceste structuri sînt de fapt datorate prezenţei simultane a P şi C în oţel şi se pot explica astfel : în timpul prelucrării la cald a metalului, acesta se află în stare austenitică, deci la temperaturi la care difuziunea carbonului este mult mai rapidă decît a P care poate fi neglijabilă. Zonele interdendritice bogate în P sînt transformate în timpul deformării la cald în benzi fosforoase.

Fosforul ridică temperatura punctului critic A_3 şi în timp ce aliajul se răceşte, regiunile bogate în P au tendinţa de a se transforma primele în ferită, iar C, mai solubil în faza γ decît în faza α, tinde să difuzeze către părţile din aliaj care rămîn ultimele în stare austenitică, adică zone sărace în P. Acesta este fenomenul de segregaţie inversă al carbonului, care nu se produce decît dacă răcirea este destul de lentă între A_{r3} şi A_{r1}. În acest caz structura aliajului prezintă benzi de ferită bogate în P, alternînd cu benzile de perlită. Această structură se observă rar în oţelurile cu conţinut scăzut în C în care se formează puţină perlită, însă în oţelurile cu conţinut mai ridicat în C se observă destul de uşor.

Dizolvarea P în ferită, influenţează calităţile oţelului şi în continuare se vor examina cîteva aspecte.

Scanned with OKEN Scanner

Alierea feritei cu P are ca efect creşterea durităţii şi micşorarea tenacităţii acesteia. Creşterea conţinutului în P face ferita din ce în ce mai fragilă blocînd progresiv toate planele de alunecare ale reţelei. De aceea P este considerat ca un factor metalurgic esenţial al fragilităţii oţelurilor carbon.

În cazul oţelurilor cu conţinut scăzut în C, la care structura conţine multă ferită, concentraţiile de 0,04% P vor avea o mică influenţă asupra durificării şi fragilităţii oţelului, căci asemenea valori sînt departe de concentraţia de saturaţie. În cazul oţelurilor cu conţinut mare în C, în care conţinutul de ferită este redus, conţinutul de 0,04% P va avea o influenţă marcantă. Pentru aceasta în oţelurile de scule, conţinutul în P este totdeauna limitat la 0,03%.

În unele oţeluri P poate fi în proporţie de 0,15%, dar pericolul apariţiei fragilităţii impune limitarea conţinutului în C în jur de 0,10% pentru a se respecta condiţia : $C+P \leqslant 0{,}25\%$.

Fosforul poate reduce sudabilitatea, favorizează apariţia rupturii fragile. Sudabilitatea oţelurilor cu conţinutul mic în C (pînă la 0,17%) nu este afectată de prezenţa P.

Fosforul dizolvat în ferită este recunoscut ca un element favorabil rezistenţei la coroziune în atmosferă uşor agresivă (atmosferă industrială din uzinele metalurgice, sticlării, ateliere de construcţii). Acţiunea anticorozivă se datoreşte formării pe suprafaţa oţelurilor a unei pelicule aderente şi compacte care constituie un ecran eficace împotriva penetraţiei elementelor corozive. Această acţiune a P se manifestă deja pentru conţinuturi de ordinul a 0,05%.

Pentru table subţiri destinate ambutisării adînci, pentru care se cere o foarte mare plasticitate şi limita elastică foarte joasă, conţinutul în P trebuie să fie cît mai mic (0,02 ... 0,03%). Aceste valori sînt apropiate de limita inferioară ce poate fi atinsă în producţia industrială a oţelurilor şi prescripţiile pentru conţinutul în P trebuie făcute cu grijă, pentru a se evita ridicarea costului oţelului. Cu toate că în multe cazuri duritatea feritei, datorită alierii cu P ridică rezistenţa oţelului, această durificare are adesea influenţă nefastă mărind riscul rupturii fragile.

Din cele prezentate se reţine deci că P este o impuritate principală în oţelurile carbon şi că fragilizează oţelul şi din acest considerent conţinutul său e limitat la 0,03 ... 0,06% după împrejurări. Mărirea conţinutului în P în oţelurile carbon se permite în cazuri speciale şi anume :

— la oţelurile aliate cu cupru pentru a le mări rezistenţa la coroziune ;

— la oţelurile ce trebuie să aibă o rezistenţă mai mare la uzură, care poate fi atinsă şi prin mărirea conţinutului în P.

7.5.1.2. **Influenţa sulfului.** Solubilitatea sulfului în Fe este foarte mică, de cca 0,025% în $Fe\gamma$ şi practic neglijabilă în $Fe\alpha$. Sulful formează cu Fe doi compuşi FeS (pirotită) şi FeS_2 (pirită şi marcasită). De fapt pirotita nu corespunde formulei simple FeS, ci $FeS_{1,2}$. Pirotita se lichefiază la 1 463 °K (1 190 °C) şi este casantă şi fragilă pentru temperaturi mai mici de 1 273 °K (1 000 °C).

Diagrama de echilibru Fe-FeS indică prezenţa unui eutectic între Fe şi FeS a cărui temperatură este 1 271 °K (988 °C) şi concentraţie 31% S (fig. 7.23).

Sulful nu modifică punctele de transformare ale oţelului. Aceasta nu e de mirare deoarece solubilitatea lui în $Fe\gamma$ este foarte mică, iar în $Fe\alpha$ neglijabilă.

Pornind de la diagrama de echilibru (fig. 7.23), eutecticul Fe-FeS ar trebui să se afle la limita grăunţilor de ferită, dar el degenerează, Fe conţinut difu-

Scanned with OKEN Scanner

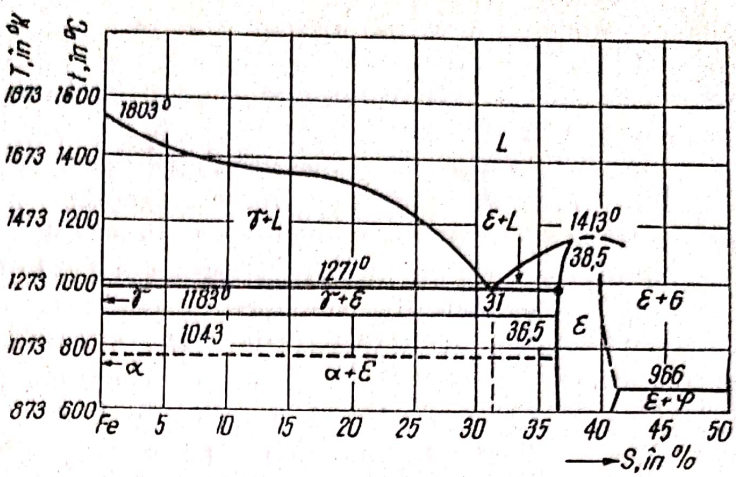


Fig. 7.23. Diagrama de echilibru fier-sulf.

zează către cristalele primare şi sulfura de Fe este expulzată la limita grăunţilor pe care le izolează cu o (reţea) bandă mai mult sau mai puţin groasă.

Sulfura de Fe, dat fiind proprietăţile ei, face oţelul fragil şi casant la cald. De fapt, există două zone de temperatură unde apare pericolul fragilităţii în timpul prelucrării la cald. Între 1 073 °K şi 1 273 °K oţelul este fragil şi casant datorită slabei plasticităţi a sulfurii de fier (FeS). Grăunţii de ferită fiind prinşi într-un corset foarte rigid, apare aşa-numita *fragilitate la roşu*. Peste 1 473 °K începe topirea sulfurii de fier şi ca urmare grăunţii pot aluneca unii peste alţii, aceasta fiind zona *fragilităţii la cald*. Pentru a prelucra oţelul se va face încălzirea între 1 273 °K şi 1 473 °K, cînd sulfura de Fe are ceva proprietăţi plastice.

Pentru a se diminua influenţa nefastă a sulfului se va adăuga Mn şi aceasta pentru considerentele :

— manganul are o afinitate mai mare pentru S decît Fe şi formează sulfura de mangan (MnS), a cărei temperatură de topire este de 1 883 °K (1 610 °C). Sulfura de Mn cristalizează prima în oţelul lichid şi se repartizează la întîmplare şi S nu mai este localizat la limitele grăunţilor. Sulfura de Mn este plastică la cald. În timpul deformării la cald ea se întinde sub formă de şiruri sau plachete, urmărind deformaţia grăunţilor de ferită şi ea nu constituie amorse de ruptură ;

— se precizează că sulfura de Mn se prezintă rar sub forma unei sulfuri simple. Cantitatea de Mn ce trebuie adăugată oţelului pentru a neutraliza influenţa nefastă a sulfului, depinde de conţinutul în S al acestuia. Ţinînd seama de rolul dezoxidant al Mn se consideră că conţinutul minim în Mn trebuie să fie totdeauna mai mare de 5 ori decît conţinutul în S, proporţie care în practică este destul de uşor de îndeplinit.

Pentru a se fixa ideile, se precizează că S ca impuritate poate participa în oţelurile industriale în proporţii de 0,05% în oţelurile moi, pînă la 0,01% pentru oţelurile foarte moi, iar în oţelurile care conţin cantităţi mari de Mn, sulful poate atinge valorile de 0,7 ... 1,5%.

Sulful formînd o fază distinctă nu durifică şi nici nu fragilizează oţelul la temperatura obişnuită. El produce o fragilizare la temperaturi ridicate, temperaturi pentru prelucrarea la cald a oţelurilor. Sulful diminuează tenacitatea oţelului la temperatura ambiantă şi ca urmare oţelurile destinate ambutisării profunde (de ex. table pentru caroserii) au conţinuturi în S de ordinul a 0,02%.

Scanned with OKEN Scanner

Sulful este considerat ca un element favorabil prelucrării prin aşchiere şi efectul său este atribuit sulfurii de Mn, care acţionează ca un lubrifiant. Sulful nu are influenţă asupra sudabilităţii oţelului, dacă nu participă în cantităţi mai mari decît cele indicate mai sus. Dacă S este în cantităţi mai mari de 0,03%, în timpul sudării se topesc sulfurile şi apar sfărîmături locale de-a lungul cordonului de sudură. Sulful micşorează rezistenţa la coroziune a oţelului. În numeroase medii corodante şi în atmosfere umede, sulfurile creează la suprafaţa oţelurilor o reacţie electrochimică de coroziune care se propagă din aproape în aproape.

Sulful dă naştere unei segregaţii destul de importantă în timpul solidificării oţelurilor, evidenţiate prin proba B a u m a n n. Sulful nefiind solubil în ferită are tendinţa de a rămîne cît mai mult timp în oţelul nesolidificat, care va fi mai bogat în impurităţi şi ca urmare el va fi în cantităţi mai mari în zonele din lingou care s-au solidificat ultimele.

7.5.2. Influenţa oxigenului

Diagrama de echilibru a Fe cu oxigenul (fig. 7.24) indică în stare lichidă şi la temperaturi destul de ridicate o lacună de solubilitate foarte importantă. Astfel, la 1 873 °C faza L_1 poate dizolva numai 0,2% oxigen, pe cînd faza L_2 conţine minim 22,6% şi maxim 28,3% oxigen. În stare solidă, există trei faze α, γ, δ, datorate variaţiei alotropice a Fe şi alte trei faze ε, ξ, η, numite : *wüstită, magnetită, hematită.* Wüstita nu este stabilă sub formă stoichiometrică a compusului chimic FeO (oxid feros), ci conţine totdeauna atomi de oxigen în plus. Wüstita nu este stabilă la temperatură sub 833 °K (560 °C) şi se descompune în Fe şi magnetită.

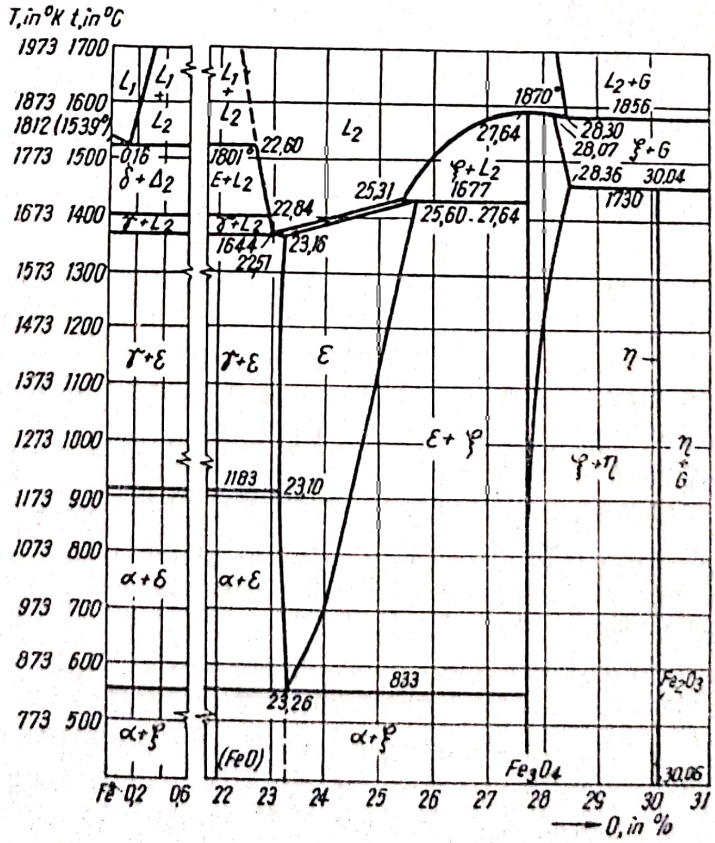


Fig. 7.24. Diagrama de echilibru fier-oxigen.

Magnetita (Fe_3O_4) şi hematita (Fe_2O_3) sînt stabile pînă la temperatura ambiantă.

Cantitatea de oxigen dizolvată în Feα şi Feγ este foarte mică, nu se cunoaşte exact concentraţia, dar se ştie că este inferioară lui 0,05%. De asemenea nu se cunoaşte exact influenţa oxigenului asupra temperaturii de tranziţie a fierului. Oxigenul pătrunde în oţel nu numai în timpul elaborării ci şi în timpul încălzirii, la temperaturi ridicate şi reacţionează cu componentele, în special cu Fe, dînd naştere la oxizi (v. cap. 2).

În afară de aceşti oxizi pot exista şi alte incluziuni oxidice, care au luat naştere în timpul reacţiei de dezoxidare a materialului lichid. Dacă diametrul acestor incluziuni este mic, viteza lor ascensională este mai mică şi nu pot ieşi la suprafaţă, vor fi prinse în oţelul solidificat. După modul de dezoxidare utilizat, aceste incluziuni vor fi pe bază de Al_2O_3, SiO_2, Cr_2O_3, TiO_2, ZrO_2 etc. În general, incluziunile formate în oţel în timpul dezoxidării n-au o compoziţie chimică simplă, ci una complexă, de exemplu (FeMn) O, $FeOSiO_2$, Al_2O_3FeO etc.

Aceasta rezultă din faptul că oţelul care se solidifică conţine Mn, Si, Al rezidual şi diagrama de echilibru nu este binară, ci corespunde unei diagrame polinare.

Incluziunile oxidice endogene sînt incoerente cu reţeaua matricei. Datorită acestui fapt unele proprietăţi mecanice sînt afectate dacă incluziunile sînt în număr mare, iar dacă ele sînt în număr mic pot îmbunătăţi unele proprietăţi mecanice.

Pentru a judeca rolul incluziunilor trebuie multă prudenţă şi spre a ilustra aceasta mulţi autori fac o analogie cu bacteriile în microbiologie. Pentru că multe din bacterii sînt cauza unor boli s-a generalizat ideea că toate sînt dăunătoare. De fapt, multe din acestea sînt fie inofensive, fie chiar folositoare şi se poate afirma că animalele superioare n-ar putea supravieţui dacă bacteriile n-ar exista, pentru a asimila azotul, a-l fixa şi a pregăti solul.

Tot aşa şi în cazul oţelurilor, unele incluziuni au un rol dăunător dar e cunoscut faptul că unele proprietăţi caracteristice şi utile n-ar exista dacă n-ar fi precipitările fine de incluziuni.

Se constată că o serie de incluziuni oxidice finisează structura împiedicînd creşterea grăuntelui în timpul încălzirii la temperaturi ridicate. De exemplu oţelurile calmate cu Al sînt caracterizate printr-o structură fină. Aceasta se explică prin aceea că limitele grăunţilor sînt înconjurate de particule fine de oxizi care joacă rolul unor bariere.

Unul din efectele care se aşteaptă din partea incluziunilor ar fi influenţa nefastă asupra rezistenţei la oboseală. Experienţa n-a confirmat însă presupunerea că incluziunile endogene în cantitate obişnuită ar diminua rezistenţa la oboseală. Încercările de oboseală constau natural, în studierea propagării fisurii şi se crede că raţiunea pentru care incluziunile endogene au o aşa mică influenţă asupra calităţilor de oboseală este că ele nu dau fisuri interne în oţel. Incluziunile sînt bine legate cu matricea şi ele suportă în timpul încercării o parte din solicitare, cu toate că modulul lor de elasticitate este diferit. Influenţa incluziunilor endogene oxidice asupra rezistenţei la oboseală nu este încă pe deplin lămurită.

Proprietăţile mecanice şi în particular rezistenţa sînt direct influenţate de prezenţa incluziunilor oxidice endogene. Nu atît cantitatea, cît şi mai ales forma şi mărimea lor influenţează direct proprietăţile mecanice ale oţelului.

Scanned with OKEN Scanner

Și în această problemă influența incluziunilor endogene nu este suficient de clarificată. Se pare că incluziunile oxidice micșorează prelucrabilitatea, cu totul special fiind cazul prezenței particulelor de Al_2O_3.

Incluziunile oxidice exogene au o origine străină de topitură. Ele provin din particule sau părți refractare sau de zgură care sînt antrenate de oțelul lichid în timpul turnării și sînt prinse în timpul solidificării. Ele au un caracter fortuit și accidental, se află în oțel în mod sporadic și sînt localizate, pe cînd incluziunile endogene sînt distribuite macroscopic de o manieră aproape omogenă.

Incluziunile oxidice exogene sînt de dimensiuni mari și nu sînt bine legate cu matricea. Incluziunile mari exogene sînt dăunătoare putînd constitui amorse de ruptură.

În încheiere se accentuează că incluziunile microscopice fiind dispersate pot să nu aibă un efect nefast asupra durabilității piesei. Cert este faptul că în cazul incluziunilor mari, localizate în regiuni critice ale pieselor supuse la eforturi dinamice, viața piesei va fi mult scurtată.

7.5.3. Influența azotului

În timpul elaborării, oțelul fiind în contact cu aerul absoarbe o cantitate oarecare de azot. Oțelul conține cantități de 0,01% ... 0,03% azot, în funcție de procedeul prin care s-a elaborat. Elaborarea în cuptoare T h o m a s sau electrice face ca să crească conținutul în azot.

Feα dizolvă o cantitate mică de azot, maxim 0,1% la 813 °K (540 °C), iar la temperatura camerei 10^{-5}% azot.

Răcirea rapidă de la temperaturi superioare lui 863 °K (590 °C) provoacă menținerea azotului în soluția solidă (ferită suprasaturată în azot), iar o răcire înceată sau încălzirile de lungă durată în domeniul temperaturilor 473 ... ... 523 °K produce separarea compusului Fe_4N de formă aciculară. După o simplă răcire în aer ferita este suprasaturată în azot și precipitarea acestuia provoacă durificarea structurală sau îmbătrînirea. Pentru a combate această îmbătrînire este suficient de a angaja azotul într-o combinație chimică, fapt care se realizează ușor prin adăugarea de Al, formîndu-se nitrurile de Al, un precipitat incoerent, stabil.

Precipitarea azotului din ferită suprasaturată provoacă o fragilitate a oțelului, crește sensibilitatea la șocuri, se micșorează mult rezilienta.

Fragilitate ridicată prezintă oțelurile care au fost încălzite la 473 ... 573 °K sau care au suferit deformări plastice la rece, care favorizează separarea azotului din ferita suprasaturată.

7.5.4. Influența hidrogenului

Hidrogenul ajunge în oțeluri, fie în timpul elaborării fiind adus cu adaosurile ce conțin hidrogen (ferosiliciu, var), fie din căptușeala cuptorului sau a oalei de turnare sau este absorbit în timpul încălzirii oțelului solid.

Hidrogenul se găsește în fier sub formă atomică și formează cu acesta soluții solide de inserție. Solubilitatea hidrogenului în Fe este mică, atingînd cîteva zecimi de cm³ pentru 100 gr Fe (la 1 773 °K există cca 12 cm³ de H_2/100 g Fe).

Scanned with OKEN Scanner

La temperatura de topire apare un salt brusc de solubilitate, 25 cm^3 pe 100 g Fe. De asemenea la transformările alotropice ale Fe există salturi de solubilitate. Viteza de difuziune a hidrogenului atomic în Fe este foarte mare şi e posibil ca să părăsească fierul chiar şi la temperaturi scăzute (373 ... 473 °K).

Hidrogenul în stare moleculară nu difuzează şi rămîne inclus la locul de formare. În aceste zone se creează presiuni mari ale hidrogenului asupra aliajului solidificat şi pot apare chiar fisuri microscopice. Fisuraţiile microscopice locale cauzate de presiunile ridicate exercitate de hidrogen poartă numele de fulgi.

Apariţia fulgilor se sesizează de obicei la piesele mari care după forjare au suferit o răcire rapidă. Răcirea rapidă nu permite înlăturarea hidrogenului şi acesta este inclus zonal şi creează presiuni foarte ridicate.

De preferinţă localizarea hidrogenului se face în zona segregaţiilor şi a reţelelor deformate.

Evitarea apariţiei fulgilor se poate face luînd măsuri de micşorarea conţinutului în hidrogen. Astfel, oţelul lichid va fi ferit de îmbogăţirea în hidrogen prin folosirea unui var foarte uscat, o bună căptuşeală a cuptoarelor şi oalelor de turnare, iar în stare solidă prin aplicarea unei viteze mici de răcire a pieselor turnate, laminate, forjate sau prin încălzire sub vid.

Prezenţa hidrogenului în oţel face să scadă rezistenţa, tenacitatea şi provoacă o fragilitate importantă.

În cazul decapării oţelurilor, hidrogenul pătrunde în acesta şi formează sufluri de decapare.

Limitarea pătrunderii hidrogenului, deci formarea suflurilor se poate face prin adăugarea de inhibatori în soluţia de decapare.

7.6. INFLUENŢA ADAOSURILOR DE SILICIU ŞI DE MANGAN ASUPRA CALITĂŢII OŢELULUI

7.6.1. Influenţa siliciului

La elaborarea oţelurilor prin însăşi procedeul utilizat există posibilitatea adsorbţiei Si de către oţelul lichid. La elaborarea unor mărci de oţeluri se adaugă în mod intenţionat Si (ferosiliciu) pentru legarea oxigenului şi reducerea oxidului feros (FeO) format în cursul afinării. Oţelurile cu cca 0,2 ... 0,5% Si sînt considerate calmate, cele cu 0,1% Si sînt semicalmate, iar cele cu 0,02% Si sînt necalmate.

Din diagrama de echilibru Fe-Si (fig. 7.25) rezultă că mărirea conţinutului în Si provoacă coborîrea temperaturii de topire a Fe, micşorarea intervalului de temperaturi între liniile lichidus şi solidus fapt care face să scadă tendinţa de formare a segregaţiilor.

Siliciul formează cu Fe compuşi intermetalici FeSi faza ε, Fe_3Si_2 faza η şi Fe_3Si (fig. 7.25) şi în acelaşi timp îngustează domeniul γ. Datorită îngustării domeniului γ, punctele de transformare se deplasează la temperaturi mai înalte (pentru 1% Si cresc cu cca 50 °K).

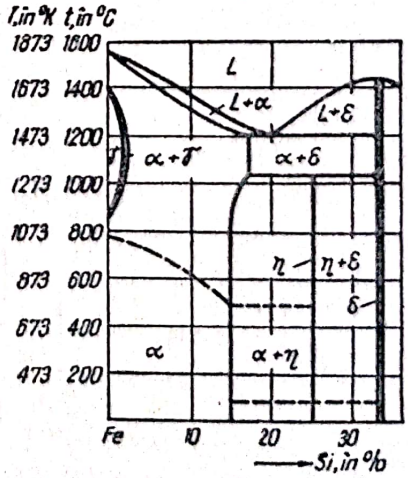


Fig. 7.25. Diagrama de echilibru fier-siliciu.

Fierul α are capacitate mare de dizolvare a Si, astfel că la 293 °K există 14% Si dizolvat şi ca atare în oţelurile carbon de construcţie (ce conţin obişnuit pînă la 0,7% Si) nu vor apare faze distincte, ci o soluţie solidă, ferită aliată cu Si.

La oţelurile cu conţinut ridicat în carbon, siliciul va participa şi la formarea carburilor.

Afinitatea mare a Si pentru oxigen creează condiţiile formării diferiţilor oxizi: SiO_2 şi oxizi-silicaţi ca: $(FeO)_2SiO_2$, $(MnO)_2SiO_2$, $3Al_2O_32\,SiO_2$, care se deformează în timpul laminării şi produc structuri fibroase în oţeluri.

Creşterea conţinutului în Si (peste 4 ... 5%) favorizează descompunerea cementitei şi apare în structură grafitul. Prezenţa Si în oţeluri le măreşte stabilitatea la revenire.

Rezistenţa la rupere, limita elastică cresc cu cca 10 daN/mm² pentru 1% Si, iar alungirea specifică scade puţin.

7.6.2. Influenţa manganului

În oţelul lichid se introduce Mn cu scopul de a produce dezoxidarea şi desulfurarea acestuia. În mod obişnuit în oţelurile carbon de construcţie conţinutul în Mn este sub 0,8%. Adaosul de Mn produce o serie de modificări importante, modificări ce sînt evidenţiate în diagrama de echilibru Fe-Mn (fig. 7.26).

Temperatura punctelor critice A_3 scade pe măsura ridicării conţinutului în Mn, se restrînge domeniul fazei α şi creşte cel al fazei γ. La temperatura de 293 °K, Feα dizolvă cca 10% Mn şi formează ferita aliată. Manganul se dizolvă şi în cementită şi se formează carbura de Fe şi Mn $(FeMn)_3C$, care la încălzire se dizolvă rapid în austenită şi ca atare grăunţii cresc repede.

Oţelurile cu conţinut mai ridicat în Mn sînt sensibile la supraîncălziri şi au tendinţa la formarea grăunţilor grosolani.

Manganul se combină şi cu alte elemente ca oxigenul, S, Si dînd MnO, $(MnO)_2SiO_2$, care în timpul deformării plastice se alungesc şi favorizează obţinerea unor structuri fibroase. Legarea sulfului de către Mn (formarea sulfurii de Mn) reduce sensibilitatea la fragilitatea la roşu a oţelurilor (v. detalii influenţa sulfului).

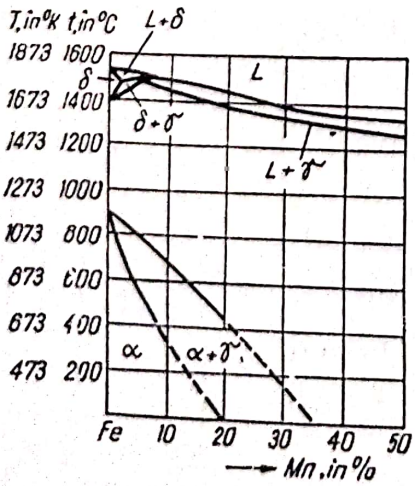


Fig. 7.26. Diagrama de echilibru fier-mangan.

Manganul ridică rezistenţa la tracţiune, limita de curgere a oţelului cu cca 10 daN/mm² pentru fiecare procent adăugat, iar alungirea specifică este puţin influenţată.

Deoarece oţelurile carbon de construcţie conţin aproximativ aceeaşi cantitate de Mn, influenţa lui asupra caracteristicilor mecanice nu se observă. Ea iese pregnant în evidenţă la creşterea conţinutului în Mn, adică la oţelurile aliate cu acest element.

Scanned with OKEN Scanner

7.7. INFLUENȚA ELEMENTELOR DE ALIERE ASUPRA ÎNSUȘIRILOR FIERULUI ȘI ALIAJELOR FIER-CARBON

7.7.1. Considerații generale

Adăugarea elementelor de aliere în oțeluri influențează transformarea alotropică a fierului, microstructurile și punctele critice ale diagramei de echilibru Fe-Fe_3C.

Studierea fazelor ce există în diagrama polinară Fe-C-E pretinde cunoașterea comportării elementelor de aliere față de carbon și față de soluțiile solide.

Față de afinitatea elementelor de aliere în raport cu carbonul, ele se pot grupa în :

– elemente de aliere care nu formează carburi în oțeluri. Principalele elemente sînt : Ni, Al, Cu, Co. Aceste elemente de fapt se dizolvă în austenită sau ferită substituind atomii de Fe.

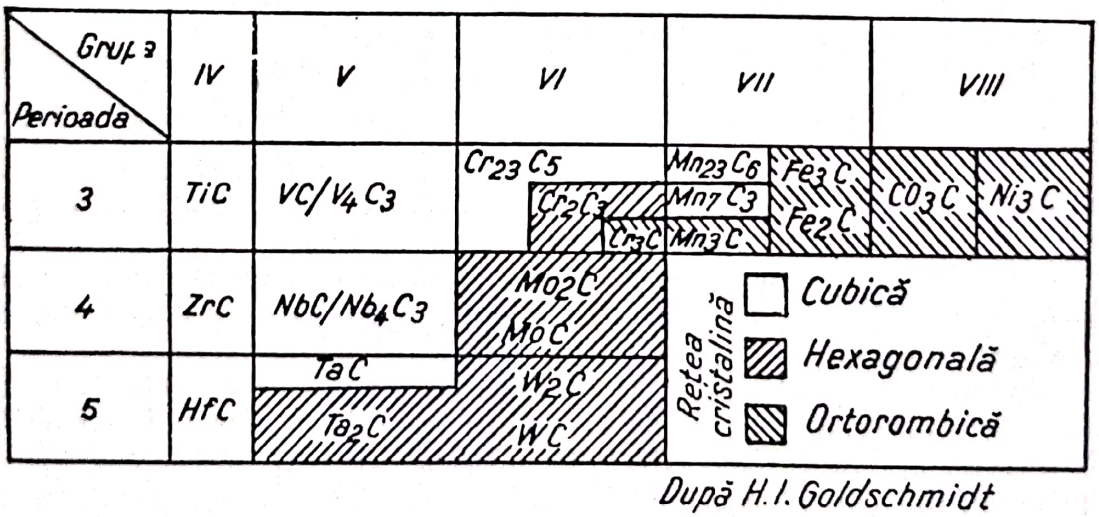
– elemente care formează carburi mixte cu Fe, aceste carburi fiind stabile într-o anumită gamă de temperaturi și chiar la temperatura ambiantă. Astfel de elemente au raza atomică aproape egală cu a Fe și formează carburi a căror formulă generală este $(Fe, E)_mC_n$, în care o parte din Fe poate fi înlocuită cu o fracțiune corespunzătoare de elemente de aliere dînd o cementită aliată. Principalele elemente din această grupă sînt : Mn, Cr, Mo, W etc.

– elemente care formează carburi stabile (E_mC_n) nemiscibile cu cementita. Din această grupă fac parte Ti, V, Zr, Nb etc.

În tabelul 7.5 se prezintă diferite carburi ale elementelor de aliere și sistemul lor de cristalizare.

Tabelul 7.5

Carburi ale elementelor de aliere



După H. I. Goldschmidt

Carburile se pot descompune parțial sau total la temperaturi ridicate sau se dizolvă în austenită. În acest caz ele se refac în cursul răcirii cu viteză mică.

Afinitatea elementelor de aliere față de carbon sau în alți termeni tendința de a forma carburi este de fapt o proprietate relativă. De exemplu, W adăugat în cantitate mică în oțeluri cu conținut ridicat în C, se află inclusiv sub formă de carbură, din contră prezența lui în cantitate mare în oțeluri cu conținut scăzut în C face să se dizolve aproape în întregime în ferită. De asemenea,

Scanned with OKEN Scanner

un element a cărui afinitate pentru C este relativ mică, se dizolvă aproape complet în ferită într-un oţel cu conţinut ridicat de C, dacă acest oţel conţine şi un alt element cu afinitate mai mare pentru C. Aşa e cazul Cr în cantitate mică, a W şi a Mo, care în prezenţa Ti se dizolvă în ferită atunci cînd conţinutul în C nu este suficient de mare pentru a forma diverse tipuri de carburi.

Se precizează că, cuprul are o comportare particulară. Solubilitatea lui în ferită fiind limitată, el are tendinţa de a se grupa după anumite plane cristalografice pentru a forma dacă-i abundent zone de cupru.

Este posibil de a determina experimental tendinţa relativă a elementelor de aliere de a forma carburi, dar distribuţia lor reală între diferite faze va fi dependentă de conţinutul în C al oţelului pentru o anumită compoziţie considerată.

Pentru a fixa ideile se prezintă în tabelul 7.6 cîteva indicaţii asupra comportării elementelor de aliere în oţeluri în stare recoaptă, aceste date fiind aproximative.

Tabelul 7.6

Repartizarea elementelor de aliere în oţeluri

Elemente	În soluţie în ferită	Sub formă de carburi	Sub formă de incluziuni nemetalice
Ni	×		
Si	×		$SiO_2M_xO_y$
Al	×		Al_2O_3
Co	×		
Mn	×		
Cr	×	×	MnS, (MnFe) O, MnO
		×	Cr_xO_y
W	×	×	
Mo	×	×	
V	×	×	V_xO_y
Ti	×	×	Ti_xO_y
P	×		
S	×		MnFeS, ZrS

În oţelurile cu conţinut scăzut în C, carburile se prezintă sub formă de cementită (Fe_3C), care cristalizează în sistemul ortorombic şi de ferită unde difuziunea atomilor este mai uşoară.

Dacă oţelurile conţin şi elemente cu afinitate mare pentru C (mai mare decît pentru Fe), acest element se poate substitui unor atomi de Fe din cementită. Cînd conţinutul în acest element creşte, apare un moment cînd cementita este suprasaturată şi atunci se modifică reţeaua cristalină.

Astfel, în oţelurile cu conţinut ridicat în Cr se întîlnesc carburile:

– cementita ortorombică $(FeCr)_3C$ care poate să conţină 15% Cr;

– carbura $(FeCr)_7C_3$ care cristalizează în sistemul hexagonal şi conţine 36% Cr;

– carbura $(FeCr)_4C$ care aparţine sistemului cubic şi conţine 70% Cr.

Unele elemente de aliere reacţionează între ele sau cu oxigenul, S, P şi formează compuşi chimici sau intermetalici, care vor influenţa proprietăţile mecanice ale oţelului.

Scanned with OKEN Scanner

7.7.2. Influenţa elementelor de aliere asupra diagramei de echilibru Fe-Fe_3C

Pentru a simplifica expunerea se va studia mai întîi influenţa fiecărui element de aliere asupra transformării alotropice a Fe şi apoi asupra diagramei de echilibru.

7.7.2.1. **Influenţa elementelor de aliere asupra transformării alotropice.** La studiul diagramei fier-cementită s-a arătat că reţeaua Feγ (0% C) este cubică cu feţe centrate, în domeniul temperaturii de 1 183 ... 1 673 °K. Este de aşteptat că elementele care cristalizează în acelaşi sistem cristalin şi au parametrii reţelei egali sau foarte apropiaţi de ai Feγ, să se dizolve în acesta. De asemenea e logic să se presupună că aceste elemente vor stabiliza Feγ, adică întîrzie sau se opun transformării reţelei cristaline.

Feα cristalizează în sistemul cubic centrat şi este stabil sub 1 183 °K. Este de aşteptat ca elementele de aliere ce au acelaşi sistem cristalin şi parametrii reţelei de acelaşi ordin, să se dizolve în Feα şi ca urmare să-l stabilizeze şi să ridice temperatura transformării $\alpha \rightarrow \gamma$.

Experienţa confirmă de fapt ipotezele precedente. Astfel, Cr, W, Mo, V, care cristalizează în sistemul cubic centrat, ridică punctul A_3, stabilizează Feα şi sînt numite *elemente alfagene,* iar Ni, Cu, care cristalizează în sistemul cubic cu feţe centrate, coboară acest punct şi stabilizează Feγ şi sînt numite *elemente gamagene.*

La acestea două din urmă se poate adăuga Mn, care cristalizează în sistemul tetragonal cu feţe centrate şi care are parametrii reticulari apropiaţi de ai fierului. Astfel, austenita are a=b=c=3,64 Å şi manganul are a=3,77 Å, b=3,53 Å.

Se întîlnesc şi două excepţii, Si (sistem cubic diamant) şi Al (sistem cubic cu feţe centrate) care se dizolvă în Feα şi întîrzie transformarea $\alpha \rightarrow \gamma$.

În rezumat se poate prezenta influenţa elementelor de aliere asupra transformării alotropice sub forma unui tabel 7.7 şi a diagramelor din figurile 7.27 şi 7.28.

Tabelul 7.7

Sistemele de cristalizare a unor elemente de aliere

Elemente gamagene		Elemente alfagene	
Denumire	Sistem de cristalizare	Denumire	Sistem de cristalizare
Ni	C.F.C.	Cr, W, V, Mo	C.C.
Cu	C.F.C.		
Mn	Tetragonal cu feţe centrate	Si	Cubic diamant
		Al	C.F.C.

Transformarea alotropică a fierului pentru conţinuturi crescătoare în elemente gamagene se situează la temperaturi din ce în ce mai joase. Peste un anumit conţinut de elemente gamagene se poate obţine un aliaj fier-element de aliere cu sistem cristalin cu feţe centrate şi la temperatura ambiantă (fig. 7.27).

Scanned with OKEN Scanner

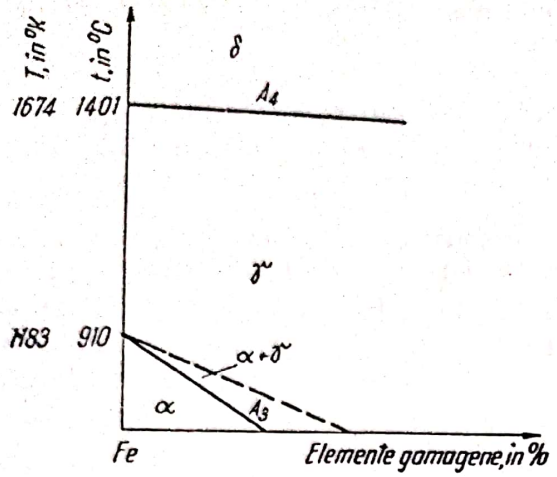


Fig. 7.27. Influenţa elementelor de aliere gamagene asupra transformării alotropice a fierului.

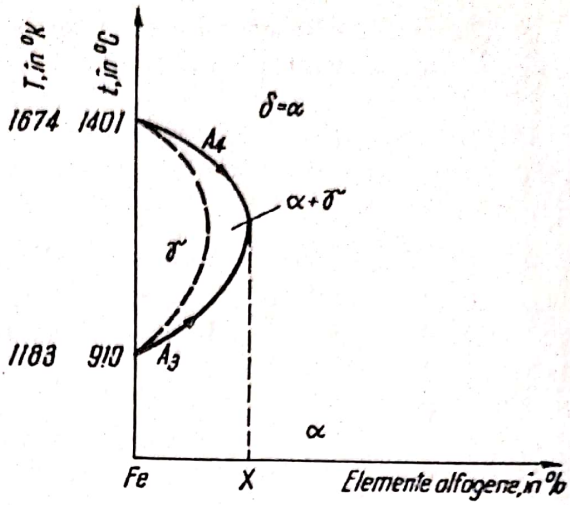


Fig. 7.28. Influenţa elementelor de aliere alfagene asupra transformării alotropice a fierului.

Crescînd conţinutul în elemente de aliere alfagene se modifică transformarea $\alpha \rightarrow \gamma$, în sensul că A_3 se ridică, iar A_4 coboară. Peste conţinutul de $x\%$ elemente alfagene cele două puncte se confundă şi transformarea alotropică nu mai are loc şi solidul cristalizează în sistemul cubic centrat (fig. 7.28).

Existenţa unor regiuni cu două faze (α şi γ) într-un anumit domeniu de temperaturi este o consecinţă a inerţiei transformării. De fapt transformarea alotropică necesită o reorganizare a reţelei, care poate avea loc prin intermediul difuziunii, ceea ce necesită un anumit timp.

7.7.2.2. Influenţa elementelor de aliere asupra diagramei Fe—C — element de aliere

7.7.2.2.1. *Influenţa elementelor de aliere gamagene.* Deoarece pentru tratamente termice prezintă interes transformarea alotropică $\gamma \rightarrow \alpha$ se va analiza influenţa elementelor de aliere gamagene în acest domeniu al diagramei.

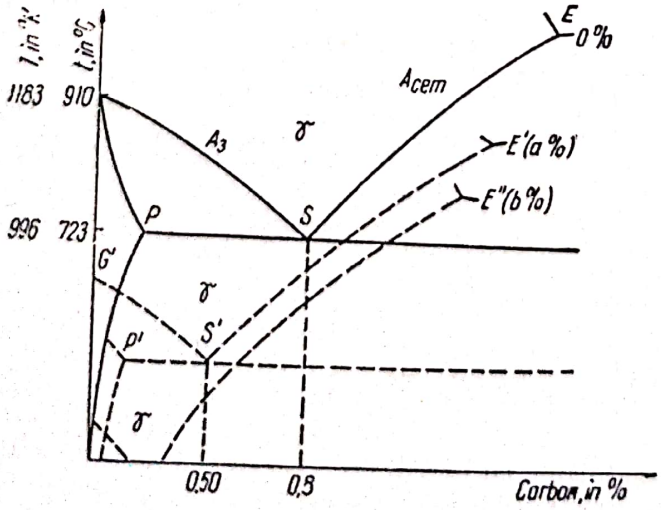


Fig. 7.29. Influenţa elementelor de aliere gamagene asupra liniilor de echilibru ale diagramei Fe-C.

De fapt, elementele gamagene coboară temperatura punctelor A_3 şi A_1 şi deplasează punctul S către stînga (fig. 7.29).

Pentru conţinuturi din ce în ce mai ridicate în elemente de aliere gamagene punctele critice A_3 şi A_1 pot atinge sau coborî sub temperatura ambiantă şi în aceste condiţii oţelul va fi în întregime austenitic şi proprietăţile lui mecanice vor depinde încă de conţinutul în C, dar nu de aceeaşi manieră, ca la oţelul carbon. De fapt, proprietăţile mecanice vor fi funcţie de mărimea grăuntelui de austenită şi de natura carburilor.

Scanned with OKEN Scanner

Dacă eutectoidul unui oţel aliat corespunde de exemplu la 573 °K (300 °C) şi 0,26% C, la răciri moderate austenita în mod normal ar trebui să se transforme în perlită. La această temperatură, difuziunea C este foarte mică (sau chiar nulă) şi ca urmare austenita se transformă în martensită şi structura va fi formată din martensită şi carburi (oţel martensitic).

Dacă acelaşi oţel suferă o răcire cu viteză mare, carbonul nu are timp să difuzeze deloc (de la temperatura de austenitizare şi pînă la ambiantă), nu se formează carburi, austenita are stabilitate mare şi se păstrează şi la temperatura ambiantă. Oţelul este tenace, oţel austenitic.

Exemplul care a fost prezentat mai sus pune încă accent asupra difuziunii carbonului în transformarea austenitei.

7.7.2.2.2. *Influenţa elementelor de aliere alfagene.* Elementele de aliere din această grupă utilizate curent în practică, ridică temperatura liniilor de transformare ale diagramei Fe-Fe_3C. Elementele alfagene pot fi însă grupate în două categorii după modul cum acţionează asupra concentraţiei eutectoidului. Elementele Al, Co deplasează eutectoidul spre dreapta, iar Cr, W, V, Si îl deplasează spre stînga.

Dat fiind utilizarea mai mare şi curentă a Cr, W şi Si se va insista mai mult asupra lor. Pe măsură ce creşte conţinutul lor în oţeluri, liniile de transformare se vor deplasa spre temperaturi mai ridicate şi eutectoidul se va deplasa spre conţinuturi mai mici în C (fig. 7.30).

Adăugînd cantităţi din ce în ce mai mari de elemente de aliere alfagene (a, b, c), se deplasează liniile de echilibru A_1, A_3, A_{cem} spre temperaturi mai ridicate, creşte domeniul de stabilitate al feritei, iar punctul S se deplasează spre stînga, eutectoidul avînd concentraţii mai mici în carbon.

La concentraţii mai mari în aceste elemente de aliere oţelul are structură feritică pînă la temperatura de topire şi ca urmare nu poate fi supus tratamentelor termice.

Influenţa principalelor elemente de aliere asupra temperaturii şi concentraţiei eutectoidului poate fi prezentată sub formă de grafice. Graficele reproduse

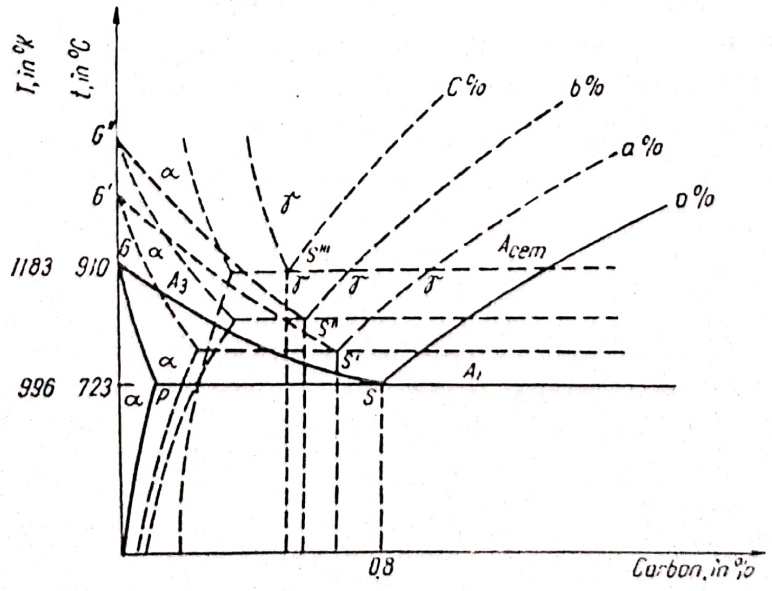


Fig. 7.30. Influenţa elementelor de aliere alfagene asupra liniilor de echilibru ale diagramei Fe-C.

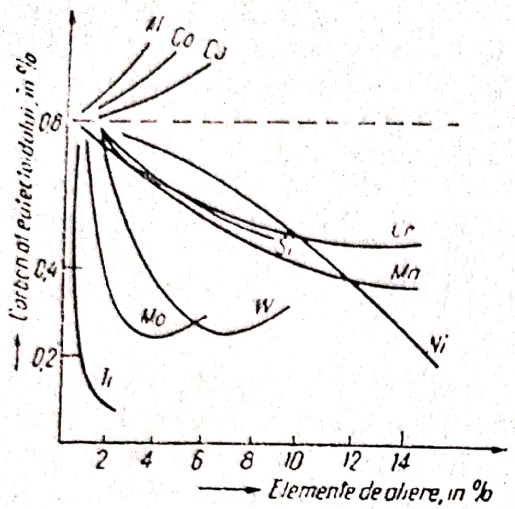


Fig. 7.31 Influenţa elementelor de aliere asupra concentraţiei eutectoidului.

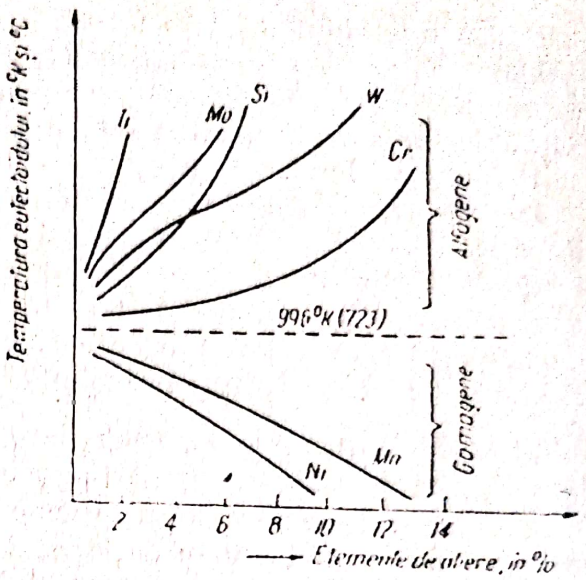


Fig. 7.32. Influenţa elementelor de aliere asupra temperaturii eutectoidului.

în figurile 7.31 şi 7.32 nu au valabilitate decît pentru aliaje Fe-C care conţin un singur element de aliere.

Cu excepţia Al, Co, Cu toate elementele de aliere micşorează concentraţia eutectoidului (fig. 7.31).

Elementele alfagene ridică temperatura eutectoidului, iar cele gamagene coboară temperatura eutectoidului (fig. 7.32).

Influenţa elementelor de aliere asupra temperaturii punctelor critice poate fi evidenţiată şi cu ajutorul unor relaţii empirice, valabile pentru oţeluri slab aliate. Astfel :

$$A_{c1} = 996 + 28\ Si + 15\ Cr - 5\ Mn - 10\ Ni, \quad °K$$
$$A_{c3} = 1\,127 - 180\ C - 14\ Mn - 18\ Ni + 45\ Si + 1{,}7\ Cr, \quad °K \qquad (7.2)$$

Se pot obţine valori apropiate de realitate aplicînd aceste relaţii, dacă componentele oţelului sînt în anumite limite (0,3 ... 0,6% C ; $\leqslant$2% Mn ; $\leqslant$1% Si ; $\leqslant$3,5% Ni ; $\leqslant$1,5% Cr ; $\leqslant$0,5% Mo.

CAPITOLUL 8

TRANSFORMĂRI ÎN STARE SOLIDĂ A ALIAJELOR FEROASE

8.1. STABILITATEA ŞI CONDIŢIILE TRANSFORMĂRII FAZELOR

Transformarea de fază poate fi studiată fie cu ajutorul teoriei statistice, fie cu ajutorul teoriei termodinamice.

Teoria statistică, luînd ca bază structura electronică şi interacţiunea dintre atomi, consideră că energia liberă este o sumă a energiilor libere a diferiţilor oscilatori ai sistemului considerat. Se folosesc ipoteze şi metode de calcul specifice mecanicii cuantice şi pentru a stabili energia liberă a fazelor şi transformărilor lor este necesar să se găsească soluţii la funcţii de undă care conţin un număr foarte mare de variabile (10^{23}).

Teoria termodinamică, consideră că energia liberă a unui sistem, respectiv stabilitatea şi transformările de fază fiind dirijate de fenomene termice, pot fi determinate cu ajutorul legilor termodinamicii.

Se consideră că două faze α şi β sînt separate printr-o interfaţă *mn* (fig. 8.1) şi la o temperatură, considerată temperatură de echilibru, acestea coexistă. Modificînd energia termică a sistemului se modifică energia internă şi entropia fazelor, iar populaţia de atomi pătrunde prin interfaţă şi ocupă noi poziţii, tinzînd ca sistemul în ansamblu să dispună de o energie liberă cît mai mică. Dacă energia liberă a fazei β este mai mică decît a fazei α ($F_\beta < F_\alpha$) la $T \neq T_E$, atunci există tendinţa transformării $\alpha \rightarrow \beta$. Ca să aibă loc trecerea de la α la β trebuie ca :

– atomii să primească o energie suplimentară care să le permită desprinderea de cei mai apropiaţi atomi vecini :

– deplasarea atomilor trebuie să se facă într-o anumită direcţie, care să le favorizeze ocuparea de noi poziţii specifice noii faze.

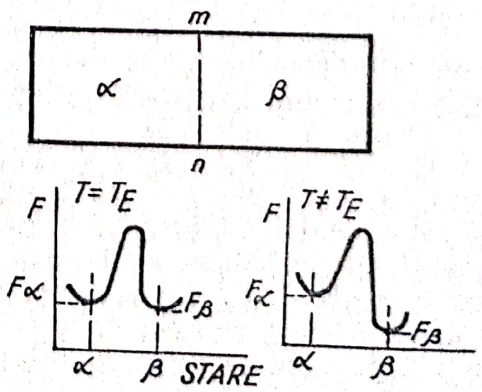


Fig. 8.1. Stări energetice ale fazelor.

Energia liberă a sistemului depinde de energia internă şi de entropia lui şi se exprimă conform legilor termodinamicii prin :

$$F = U - TS. \qquad (8.1)$$

Energia internă U a sistemului reprezintă suma energiilor individuale cinetice şi potenţiale a tuturor atomilor sistemului. Dacă sistemul primeşte o cantitate de căldură dQ

efectuează și un lucru mecanic dL și conform primului principiu al termodinamicii, variația energiei lui interne este:

$$dU = dQ - dL = c_p dT - p dV. \tag{8.2}$$

În general, procesele de transformare din metale și aliaje au loc la presiunea atmosferică, iar variația de volum este mică și ca atare se poate considera că variația energiei interne depinde de variația căldurii, adică se neglijează lucrul mecanic efectuat de sistem:

$$dU = c_p dT. \tag{8.3}$$

Odată cu variația termică a sistemului se înregistrează și o modificare a entropiei lui S. Entropia sistemului poate fi definită fie ca o mărime de stare, aplicînd metodele statistice particulelor elementare (posibilitatea distribuției atomilor, moleculelor și ocuparea anumitor poziții), fie ca o legătură între căldura absorbită de sistem și temperatura lui.

Prin metode statistice, luînd în considerare valoarea entropiei se determină numărul stărilor p asociate unei stări termodinamice cu ajutorul relației lui Boltzmann:

$$S = K \ln p, \tag{8.4}$$

în care $K = 1{,}38 \cdot 10^{-16}$ erg/gr, constanta lui Boltzmann.

Dacă se consideră sistemul binar A și B, care dă două faze α și β și admițînd că N este numărul total de atomi ai lui, iar faza α conține n atomi de A și faza β conține $N-n$ atomi de B, atunci probabilitatea stărilor va fi:

$$p = \frac{N!}{n!\,(N-n)!}. \tag{8.5}$$

Deoarece n și N sînt numere foarte mari se poate aplica formula lui Stirling ($N! = x \ln N - x$) și dacă $x > 10$ atunci

$$\ln p = -N\left[\frac{n}{N}\ln\frac{n}{N} + \frac{N-n}{N}\ln\frac{N-n}{N}\right], \tag{8.6}$$

care poate avea și forma:

$$\ln p = -N\,[c \ln c + (1-c)\ln(1-c)],$$

știind că $\frac{n}{N} = c$ și $\frac{N-n}{N} = 1-c$, adică se iau în considerare concentrațiile c ale atomilor de o anumită speță.

În consecință entropia unui amestec de faze va fi:

$$S_{\alpha+\beta} = -KN\,[c \ln c + (1-c)\ln(1-c)], \tag{8.7}$$

și depinde de concentrația componentelor. Reprezentarea grafică a relației (8.7) arată că entropia de amestec de faze va avea valoare maximă pentru concentrații de 0,5 și va fi mică pentru $c = 0$ sau $c = 1$. Entropiile soluțiilor solide sau ale cristalelor vor fi mult mai mici decît ale amestecului de faze (fig. 8.2).

Creșterea impurității substanței, provoacă o creștere a entropiei sistemului și în consecință o scădere a energiei libere a lui. Așa se explică de ce substanțele impure se obțin mult mai ușor decît cele cu grad mare de puritate.

Scanned with OKEN Scanner

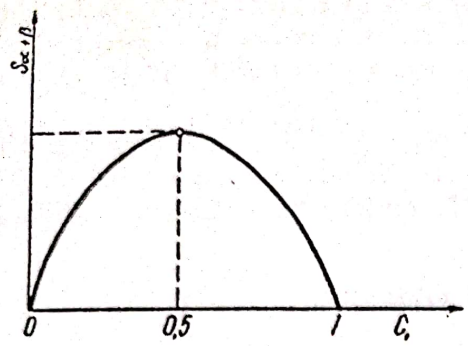


Fig. 8.2. Variația entropiei de amestec cu concentrația.

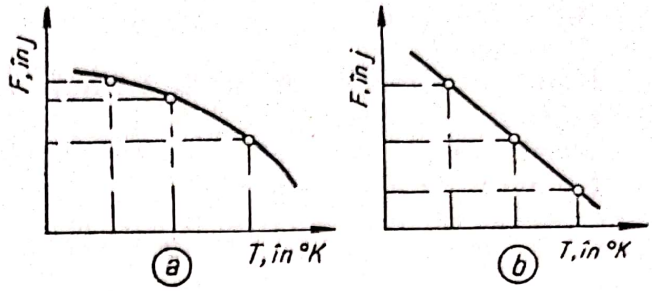


Fig. 8.3. Variația energiei libere cu temperatura

Luînd în considerare căldura absorbită de sistem și variația temperaturii atunci entropia lui se modifică și :

$$dS = \frac{dQ}{T} = \frac{c_p\, dT}{T}. \tag{8.8}$$

Pentru trecerea de la o stare la alta (a, b) entropia se stabilește cu relația :

$$S = S_a - S_b = \int_a^b \frac{dQ}{T} = \int_a^b \frac{c_p \cdot dT}{T}, \tag{8.9}$$

adică entropia depinde de starea sistemului, iar transformarea de fază de modificarea acestei entropii.

Variația energiei libere a sistemului, atunci cînd i se modifică starea termică va fi :

$$dF = dU - TdS - SdT = c_p dT - T\frac{c_p\, dT}{T} - SdT = -SdT. \tag{8.10}$$

La o temperatură T sistemul va avea o energie liberă determinată cu relația :

$$F = U_0 - \int_0^T \left(\int_0^T \frac{c_p\, dT}{T} \right) dT, \tag{8.11}$$

în ipoteza că energia liberă a sistemului la 0 °K este egală cu energia lui internă $F_0 = U_0$, iar entropia $S_0 = 0$.

Relația (8.11) arată o dependență importantă a energiei libere de temperatură și anume, pe măsura creșterii temperaturii scade energia liberă a sistemului (fig. 8.3, a). Pentru aprecierea calitativă a transformărilor de fază se poate admite ipoteza simplificatorie că energia liberă variază liniar cu temperatura (fig. 8.3, b).

În cazul aliajelor, există situații mai complexe decît în cazul metalelor și energia liberă depinde atît de temperatură cît și de concentrația componentelor.

În cazul unui sistem de aliaje binare AB, în care la o temperatură T concentrațiile componentelor sînt c% atomi de A și $(1-c)$ % atomi de B și se formează soluții solide și amestecuri mecanice, energia lui liberă va fi :

$$F = U_0 + U_T - TS_s - TS_a$$

$$F = U_0 + \int_0^T c_v dT - T\int_0^T \frac{c_p\, dT}{T} + TKN\,[c \ln c + (1-c)\ln(1-c)]. \tag{8.12}$$

Scanned with OKEN Scanner

Determinarea valorii U_0 se face folosind următorul raţionament: — în aliaj se pot forma aranjamente atomice de tipul AA cu energia de legătură E_A; de tipul BB cu energia de legătură E_B şi aranjamente de tipul AB cu energia de legătură E_{AB}.

Numărul perechilor de diverse tipuri de aranjamente se determină luînd în considerare numărul total de atomi conţinuţi de sistem N; concentraţia atomilor de un tip şi numărul de coordinaţie al celulei elementare cristaline Z.

Numărul de perechi posibile:

$$N_{AA}=\frac{1}{2}NcZc=\frac{1}{2}NZc^2$$

$$N_{BB}=\frac{1}{2}N(1-c)Z(1-c)=\frac{1}{2}NZ(1-c)^2$$

$$N_{AB}=NcZ(1-c)=NZc(1-c) \qquad (8.13)$$

Valoarea energiei interne va fi:

$$U_0=\frac{1}{2}NZc^2E_{AA}+\frac{1}{2}NZ(1-c)^2E_{BB}+NZc(1-c)E_{AB},$$

sau:

$$U_0=\frac{NZ}{2}\left[cE_{AA}+(1-c)E_{BB}+2c(1-c)\left(E_{AB}-\frac{E_{AA}+E_{BB}}{2}\right)\right].$$

În cazul unui amestec de faze $E_{AB}>\frac{E_{AA}+E_{BB}}{2}$ se admite simplificarea $E_{AA}=E_{BB}=E_0$ şi $E_{AB}-E_0=E$. Atunci ecuaţia precedentă va avea forma:

$$U_0=\frac{1}{2}NZE_0+NZc(1-c)E. \qquad (8.14)$$

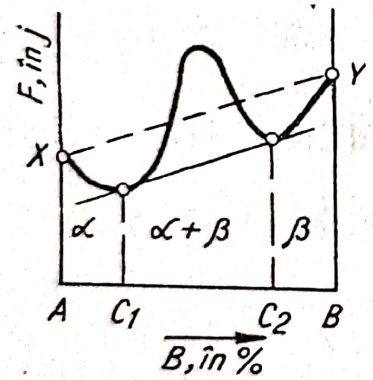


Fig. 8.4. Variaţia energiei libere cu concentraţia.

Energia liberă va fi:

$$F=\frac{1}{2}NZE_0+NZc(1-c)E+NKT[c\ln c+$$

$$+(1-c)\ln(1-c)]+\int_0^T c_v\,dT-T\int_0^T\frac{c_v\,dT}{T}. \qquad (8.15)$$

Luînd în considerare numai termenii care conţin şi concentraţia şi temperatura se poate reprezenta energia liberă funcţie de concentraţie, considerînd temperatura constantă (fig. 8.4). Echilibrul fazelor, corespunde valorii minime a energiei libere. Tangenta comună la minimile curbei (fig. 8.4) determină domeniile de existenţă a soluţiilor solide α, β şi a amestecului mecanic $\alpha+\beta$.

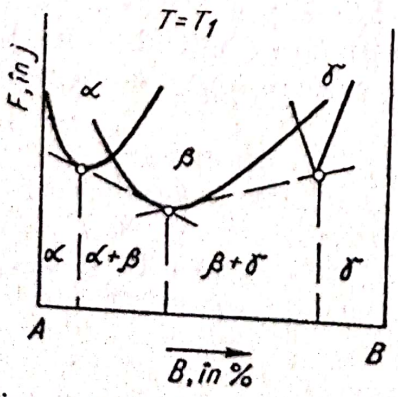


Fig. 8.5. Echilibrul fazelor funcţie de energia liberă şi de concentraţia lor.

Cu ajutorul teoriei termodinamice se pot explica diversele transformări de faze sau stabilităţi ale acestora. Dacă într-un sistem de aliaje, există de exemplu trei faze α, β, γ, domeniul lor este determinat atît de temperatură cît şi de concentraţie (fig. 8.5). Echilibru se va realiza de exemplu la o temperatură T_1, concentraţiile corespunzătoare fiind obţinute prin tangentele la minimul curbelor energetice a fazelor.

Scanned with OKEN Scanner

În stare de echilibru, oțelurile vor prezenta structurile corespunzătoare diagramei Fe-Fe_3C (zona în stare solidă, fig. 8.6), adică peste linia GSE structura austenitică și sub linia PSK structuri perlito-feritice, perlitice și perlito-cementitice. Dacă din domeniul austenitic se va face răcirea unui oțel cu 0,8% C cu viteză mică ($v_r < 4$ °K/min) se transformă $A \rightarrow P$, iar dacă viteza de răcire este foarte mare se obține transformarea austenitei în martensită M. *Martensita* este o soluție solidă de inserție a carbonului în Feα în stare suprasaturată.

Se admite în primă aproximație că oțelurile prezintă trei structuri principale: austenita, perlita și martensita.

Aplicînd teoria termodinamică se pot aprecia transformările principale din oțeluri. Pe baza încercărilor de laborator, energiile libere ale austenitei, perlitei și martensitei scad pe măsura ridicării temperaturii oțelului și este posibil, conform principiului energiei libere minime să apară fie stabilități, fie transformări ale acestor constituenți structurali (fig. 8.7).

În figura 8.7 s-a notat prin F_A=energia liberă a austenitei, F_M=energia liberă a martensitei, F_P=energia liberă a perlitei, A_1=temperatura de echilibru a sistemului austenită-perlită, M_S=temperatura de echilibru a sistemului austenită-martensită.

Din studiul acestei scheme (fig. 8.7) rezultă că au loc următoarele transformări principale:

I. Transformarea perlitei în austenită ($P \rightarrow A$), care are loc la temperaturi superioare punctului A_1, cînd energia liberă a perlitei este mai mare decît a austenitei ($F_P > F_A$).

II. Transformarea austenitei în perlită ($A \rightarrow P$), care are loc la temperaturi inferioare punctului A_1 cînd energia liberă a austenitei este mai mare decît a perlitei ($F_A > F_P$).

III. Transformarea austenitei în martensită ($A \rightarrow M$). Această transformare are loc la grade de subrăciri mari, sub temperatura punctului M_S, cînd $F_M < F_A$.

IV. Transformarea martensitei în perlită ($M \rightarrow P$) care poate avea loc la orice temperatură, dat fiind faptul că $F_M > F_P$ în tot domeniul. Se va vedea însă mai tîrziu că această transformare va avea loc după ce s-a depășit o anu-

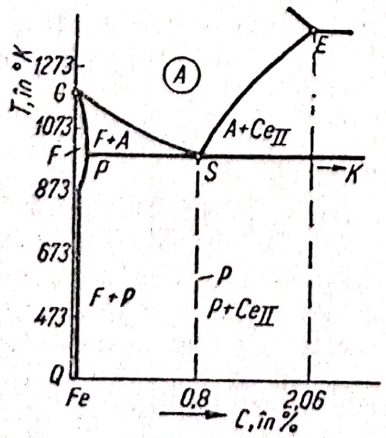


Fig. 8.6. Diagrama de echilibru Fe-Fe_3C, zona oțelurilor.

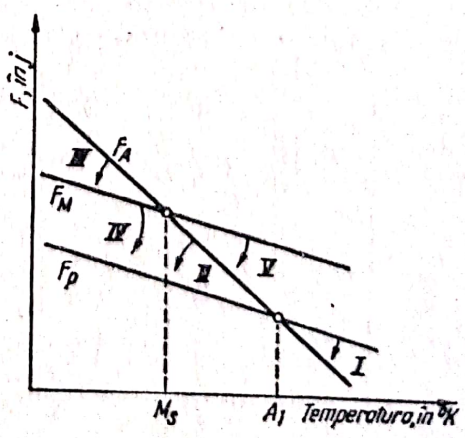


Fig. 8.7. Schema variației energiei libere a principalilor constituenți structurali din oțeluri.

mită valoare a temperaturii, cînd energia de activare este suficient de mare pentru a se depăşi bariera energetică.

V. Transformarea martensitei în austenită, care ar avea loc la temperaturi superioare punctului M_S. Această transformare nu a fost dovedită experimental, emiţîndu-se ipoteza că are loc mai întîi transformarea martensită-perlită şi apoi perlită-austenită. Acest lucru poate fi deplin valabil deoarece lucrul mecanic consumat pentru transformarea martensită-perlită este mult mai mic, decît lucrul mecanic consumat pentru transformarea martensită-austenită. S-a emis părerea că ar avea loc şi o transformare a perlitei în martensită, acest lucru însă nu este posibil (în ipoteza energiilor libere) deoarece energia liberă a perlitei este la orice temperatură mai mică decît energia liberă a martensitei.

8.3. TRANSFORMĂRI CU DIFUZIUNE

8.3.1. Transformarea perlitei în austenită

Din studiul diagramei Fe-Fe_3C (fig. 8.6) pentru oţelul cu 0,8% C se observă că apariţia austenitei începe la temperaturi mai mari de 996 °K. Ridicînd temperatura oţelului, se produce îmbogăţirea treptată în C a feritei (la 996 °K are concentraţia de 0,02% C).

La temperatura de 996 °K există un echilibru fazic perlită-austenită, ceea ce denotă că energiile libere ale feritei, cementitei şi austenitei sînt egale.

Dacă temperatura de încălzire depăşeşte 996 °K ($T_{inc} > A_1$) echilibrul celor trei faze este deranjat şi energia liberă a amestecului ferită-cementită va fi mai mare decît energia liberă a fazei noi austenită, fapt care face ca transformarea să aibă loc după reacţia :

$$Fe\alpha\ (C) + Fe_3C \rightarrow Fe\gamma\ (C).$$

$$0{,}02\%\ C \quad 6{,}67\%\ C \quad 0{,}8\%\ C$$

Astfel, din două faze cu concentraţii diferite în carbon Fe α (C) cu 0,02% C şi Fe_3C cu 6,67% C, se obţine o fază nouă Feγ (C) cu o concentraţie de 0,8% C.

Dat fiind concentraţia diferită a fazelor, transformarea perlitei în austenită are loc cu difuziune şi ca urmare viteza procesului transformării va fi influenţată de temperatura de încălzire.

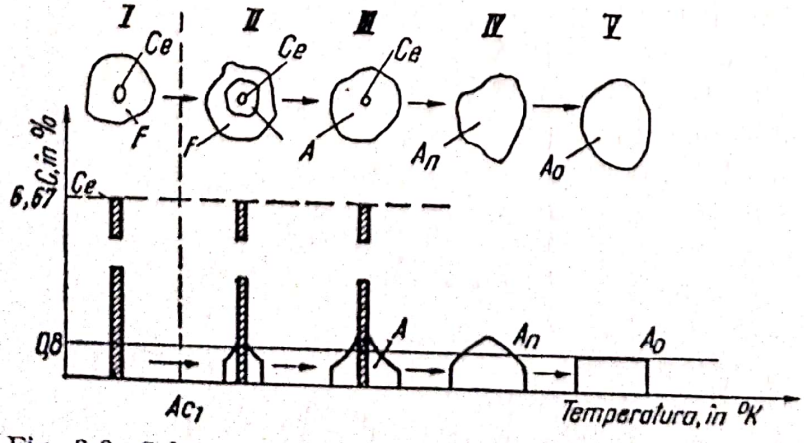


Fig. 8.8. Schema mecanismului de transformare a perlitei în austenită.

După Steinberg, grăuntele de cementită se acoperă cu un înveliş de austenită, are loc un echilibru trifazic (ferită, cementită, austenită), se produce difuziunea C din cementită spre ferită şi cu timpul are loc formarea austenitei în cantităţi tot mai mari. Acest lucru este ilustrat în figura 8.8 în mod schematic.

Structura nouă, austenita, se formează pe suprafaţa de separare a celor două faze existente (ferita-cementita), care au suprafeţe mari de separaţie, fapt ce uşurează foarte mult formarea germenilor de fază nouă.

Gradul de dispersie al structurii iniţiale (ferită-cementită) influenţează viteza transformării.

8.3.1.1. **Cinetica transformării perlitei în austenită.** Studierea cineticii transformării perlitei în austenită se poate face fie la încălziri izoterme, fie la încălziri continui.

8.3.1.1.1. *Formarea austenitei la încălzire izotermă.* Epruvete foarte subţiri se încălzesc în băi de săruri sau băi de metale topite (durata încălzirii poate fi neglijată) la diferite temperaturi superioare punctului critic Ac_1 şi se măsoară cantitatea de austenită formată.

Rezultatele încercărilor se reprezintă într-o diagramă luînd în considerare temperaturile de încălzire şi cantitatea de austenită formată (fig. 8.9), după menţinerea la o anumită temperatură. În figura 8.9 s-au reprezentat curbele cineticii transformării perlitei în austenită pentru un oţel cu 0,8% C, încălzit izoterm la $T_1=1\,073$ °K, $T_2=1\,038$ °K, $T_3=1\,018$ °K şi $T_4=1\,003$ °K, ($T_1>T_2>T_3>T_4$). Din studiul acestei diagrame se desprinde că pe măsura ridicării temperaturii epruvetelor, durata procesului transformării perlitei în austenită scade (la 1 003 °K fiind cca 1 000 s, iar la 1 073 °K fiind cca 20 s).

Se consideră că încălzirea se face izoterm în cazul cînd în timpul de menţinere temperatura nu variază decît cu 10 ... 20 °K, pentru a se ajunge la temperatura ideală de menţinere izotermă. În cazul transformării perlitei în austenită nu e permisă o asemenea simplificare, deoarece transformarea are loc la supraîncălziri mici, iar viteza transformării este influenţată foarte mult de temperatură, fapt pentru care metoda arătată mai sus nu se recomandă a fi folosită.

Creşterea vitezei de încălzire provoacă deplasarea sfîrşitului transformării spre temperaturi mai înalte. Dacă se consideră viteza de încălzire infinit de mare şi că în timpul încălzirii pînă la temperatura de transformare izotermă nu au avut loc transformări fazice, formarea izotermă a austenitei poate fi reprezentată schematic în figura 8.10. Prin 1 s-a reprezentat curba de început a transformării, care e o paralelă la dreapta Ac_1 şi prin 2 s-a reprezentat curba de sfîrşit a transformării. Luînd în considerare schemele din figura 8.8, curbele 3 şi 4 arată sfîrşitul dizolvării carburilor şi sfîrşitul omogenizării austenitei.

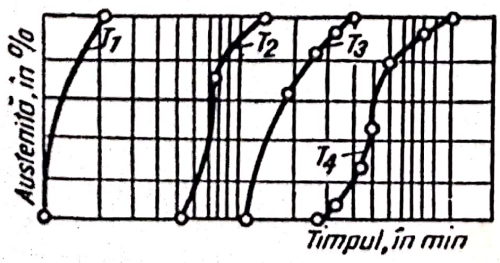


Fig. 8.9. Curbe cinetice ale transformării izoterme a perlitei în austenită.

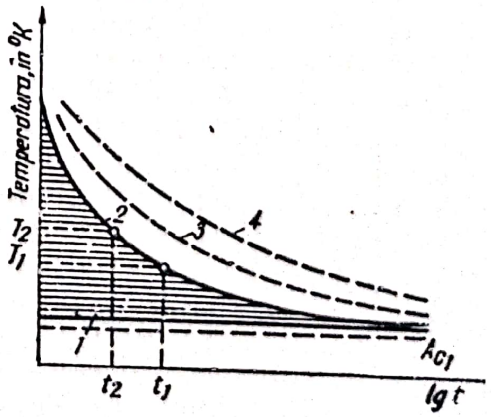


Fig. 8.10. Diagrama transformării izoterme a perlitei în austenită.

Din studierea acestei diagrame rezultă că durata transformării austenitei este cu atît mai mică cu cît temperatura sistemului este mai înaltă ($T_2 > T_1$; $t_2 < t_1$). O astfel de accelerare a transformării se datorește atît supraîncălzirii sistemului, care favorizează mărirea vitezei de difuziune, cît și faptului că în momentul atingerii temperaturii de menținere izotermă a rămas o cantitate tot mai mică de perlită netransformată pe măsură ce a crescut temperatura.

8.3.1.1.2. *Formarea austenitei la încălzire continuă.* Se va folosi analiza termică pentru punerea în evidență a transformării perlitei în austenită. Reacția de transformare este endotermă și transformarea va fi pusă în evidență pe curba de încălzire. Se supun încălzirii epruvete din oțel și se urmărește schimbarea alurei curbei de încălzire, ca urmare a transformării ce are loc la anumite temperaturi. Încălzirea se face cu viteze mici (curba 1) și cu viteze mari (curba 2), figura 8.11.

La încălzire cu viteze mici transformarea are loc la o supraîncălzire mică și palierul a_0b_1 arată că întreaga căldură absorbită de transformare este compensată de căldura primită din exterior de către sistem. La începutul transformării se observă o creștere a temperaturii a_0a_1, datorită faptului că sistemul primește din exterior o cantitate de căldură mai mare decît necesitatea procesului endoterm al transformării. Mai tîrziu crescînd cantitatea de austenită care se formează crește și căldura absorbită, care nu mai este compensată de cea primită din exterior și apare o scădere a temperaturii sistemului a_1c așa-numitul fenomen de *decalescență,* coborîrea temperaturii ca urmare a procesului de transformare a perlitei în austenită. Spre sfîrșitul transformării cînd cantitatea de perlită ce trece în austenită este din ce în ce mai mică se observă o creștere din nou a temperaturii cb_1. La încălzirea cu viteze mari (curba 2) principial există aceeași situație ca cea prezentată mai înainte, numai că transformarea are loc la temperaturi ridicate și în interval mai mic de timp.

Luînd în considerare cantitatea de austenită care se mărește odată cu creșterea temperaturii și reprezentînd-o grafic se obține curba cinetică de transformare a perlitei în austenită la încălzire continuă (fig. 8.12).

Se observă că în etapa inițială, procesul formării austenitei are viteză mică, în etapa mijlocie are o viteză mare și apoi în final are o viteză de asemenea mică. Acest lucru se explică prin existența la început a centrelor de cristalizare în număr mic, iar la sfîrșitul procesului prin existența unor cantități mici de faze inițiale rămase (ferită-cementită). În etapa mijlocie procesul transformării are loc la temperatură aproape constantă (fig. 8.12).

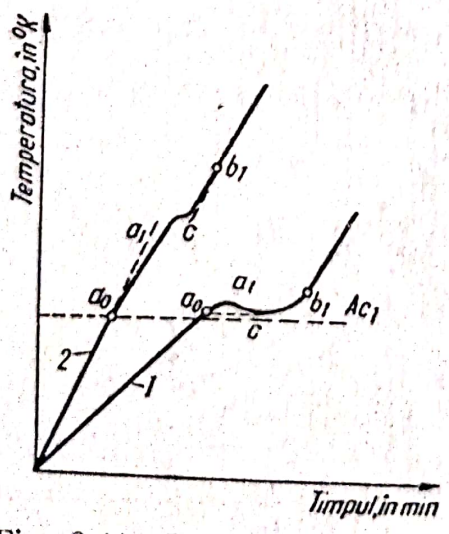


Fig. 8.11. Influența vitezei de încălzire asupra punctelor critice ale transformării.

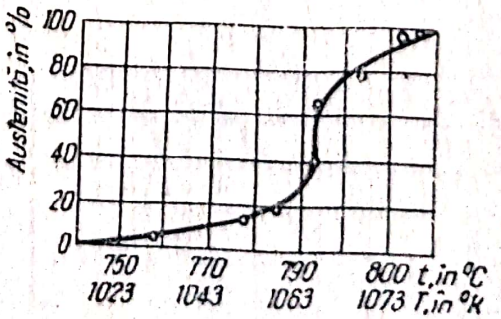


Fig. 8.12. Curba cinetică de transformare a perlitei în austenită la încălzire continuă.

Scanned with OKEN Scanner

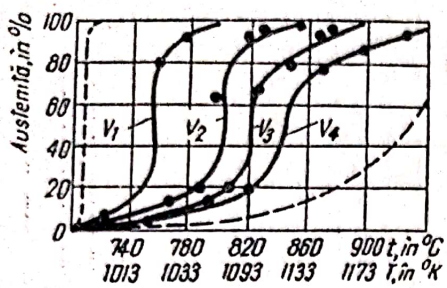


Fig. 8.13. Influența vitezei de încălzire asupra cineticii transformării perlitei în austenită.

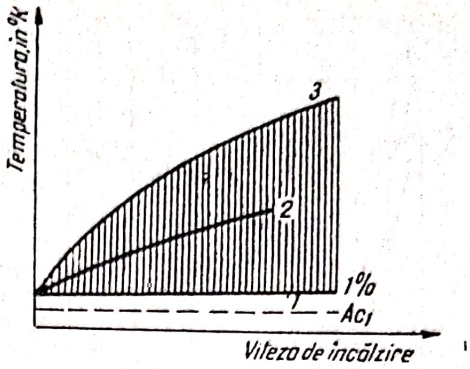


Fig. 8.14. Diagrama transformării perlitei în austenită la încălzire continuă.

Pentru a se vedea influența vitezei de încălzire asupra procesului transformării perlitei în austenită s-au făcut încercări analoage cu cele descrise la transformarea izotermă și s-au trasat curbele cinetice ale transformării perlitei în austenită la încălzirea cu $v_1 < v_2 < v_3 < v_4$ (fig. 8.13).

Se observă că începutul transformării are loc aproape la aceeași temperatură indiferent de viteza de încălzire, iar sfîrșitul transformării se deplasează tot mai mult spre domeniul temperaturilor înalte pe măsura creșterii vitezei de încălzire.

Luînd în considerare punctele de început și sfîrșit ale transformării perlitei în austenită, în cazul încălzirii cu diferite viteze se obține diagrama transformării la încălzire continuă (fig. 8.14).

Depășirea punctului critic Ac_1, a favorizat apariția fazei noi Feγ (C) 1%, reprezentată printr-o linie paralelă la Ac_1 (1), care nu depinde de viteza de încălzire. Mărind viteza de încălzire temperatura palierului (2) și a sfîrșitului transformării (3) crește mereu.

Ca o concluzie generală a celor expuse rezultă că transformarea perlitei în austenită se face în intervale de temperaturi și timp, este influențată de viteza de încălzire și de structura inițială și are loc atît la încălzire izotermă cît și anizotermă.

8.3.1.1.3. *Influența diferiților factori asupra transformării perlitei în austenită.* Apariția fazei noi Feγ (C) are loc în zona de separare a fazelor inițiale existente Feα (C) și Fe_3C și cu cît suprafețele acestora sînt mai mari, cu atît transformarea se produce cu o viteză mai mare. Mărimea acestor suprafețe interfazice depinde de o serie de factori, dintre care au importanță mare structura inițială și compoziție chimică.

Cercetările au scos în evidență că perlita lamelară se transformă mult mai repede decît perlita globulară, deoarece are suprafețele de separare interfazice mult mai mari. De asemenea, timpul de transformare este mult mai mic în cazul structurii inițiale care conține carburi fine, fapt care are aceeași explicație, mărimea suprafețelor de separație dintre faze.

Cercetînd transformarea perlitei în austenită la oțeluri cu diferite cantități de C și pe baza rezultatelor trasînd curbele de sfîrșit de transformare, se observă că pe măsura creșterii conținutului în C se mărește viteza procesului transformării perlitei în austenită (la $T_1 =$ constant ; $t_1 < t_2 < t_3$), figura 8.15.

Scanned with OKEN Scanner

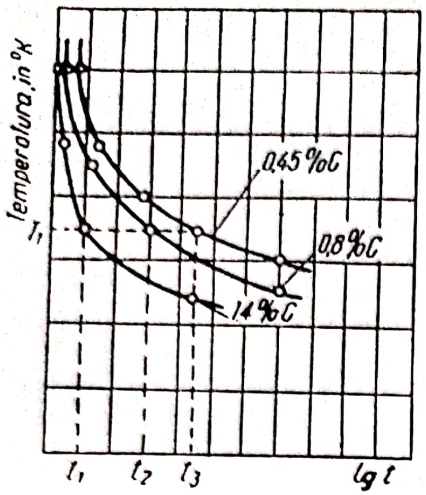


Fig. 8.15. Influenţa conţinutului în C a oţelului asupra transformării perlitei în austenită.

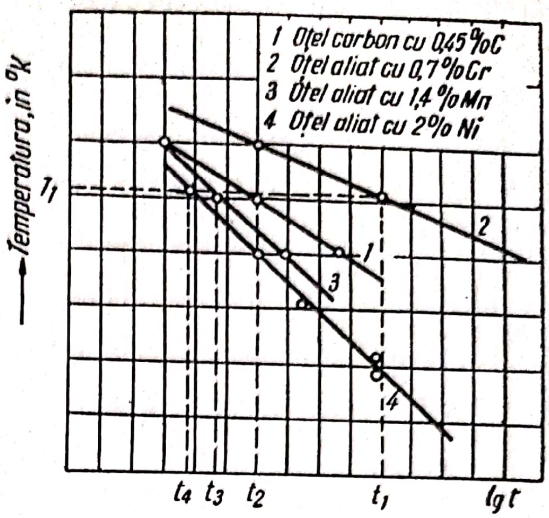


Fig. 8.16. Influenţa elementelor de aliere asupra transformării perlitei în austenită.

Această influenţă se explică prin faptul că pe măsura creşterii conţinutului în C, creşte corespunzător şi cantitatea particulelor de carburi, fapt care măreşte suprafaţa de separare interfazică.

Trasînd curbele de sfîrşit ale transformării perlitei în austenită la oţeluri aliate cu Cr, Mn, Ni (fig. 8.16), se observă că la T_1 = constant, timpul transformării este : $t_2 < t_1$, $t_3 \ll t_1$ şi $t_4 < t_3$.

Din cercetările efectuate şi publicate în literatura de specialitate se desprinde faptul că elementele de aliere care formează carburi (Cr, V, Mo) micşorează viteza procesului transformării perlitei în austenită, iar elementele care nu formează carburi (Ni) şi datorită cărora se obţine o structură iniţială perlitică mai fină, măresc viteza transformării. În cazul elementelor de aliere trebuie să se ţină seamă că pe lîngă influenţa asupra stării carbidice, acestea influenţează şi poziţia punctelor critice.

La aceeaşi temperatură de încălzire T_1, sistemul e supraîncălzit diferit (în raport cu temperaturile de echilibru), fapt ce influenţează asupra vitezei transformării. Elementele care formează carburi, ridică poziţia punctelor critice şi ca urmare sistemul este mai puţin supraîncălzit la temperatura considerată. Elementele care nu formează carburi coboară poziţia punctelor critice şi prin urmare sistemul este supraîncălzit mai mult.

Cu toată această influenţă a elementelor de aliere asupra poziţiei punctelor critice, trebuie accentuat că influenţa predominantă asupra vitezei procesului de transformare a perlitei în austenită o are stabilitatea diferitelor carburi, care se formează în oţeluri.

8.3.2. Mărimea grăuntelui de austenită şi factori care o influenţează

8.3.2.1. Noţiuni despre mărimea grăuntelui de austenită. Mărimea grăuntelui influenţează asupra proprietăţilor oţelurilor şi ca atare i s-a atribuit din ce în ce o importanţă mai mare. Oţelurile se fabrică cu o anumită mărime a gră-

untelui. Noţiunea de mărime a grăuntelui se referă la dimensiunea grăuntelui de austenită la temperaturi mai mari decît punctele critice (Ac_1 sau Ac_3 şi Ac_{cem}). La transformarea perlitei în austenită, se observă creşterea grăuntelui de austenită. Această creştere are loc uneori la temperaturi puţin mai mari decît ale punctului critic Ac_1, iar alteori creşterea grăunţilor abia se sesizează şi în cazul unor supraîncălziri apreciabile $T \approx$ $\approx$1 223 °K. Oţelurile la care creşterea grăunţilor apare la temperaturi mai joase capătă o structură grosolană, iar la care apare la temperaturi mai ridicate capătă o structură mai fină, dacă nu sînt supraîncălzite (fig. 8.17).

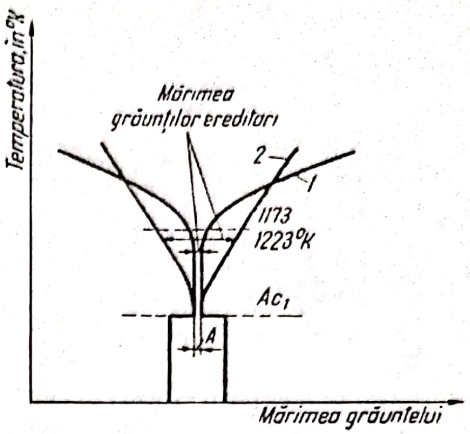


Fig. 8.17. Schema de creştere a grăuntelui de austenită cu temperatura.

Creşterea grăuntelui de austenită este un proces ce decurge spontan, iar temperatura înaltă îi asigură numai o mărime a vitezei. Cele relatate pot fi prezentate într-o schemă ilustrativă (fig. 8.17).

Se observă că la depăşirea punctului critic Ac_1 (oţel eutectoid) dintr-un grăunte de perlită de o anumită mărime se obţine un grăunte de austenită de dimensiune mai mică, deci transformarea este însoţită de micşorarea grăuntelui.

Crescînd temperatura de obicei peste 1 223 °K (fig. 8.17), se observă creşterea bruscă a grăuntelui la oţelurile cu grăunte ereditar mic (1), iar la cele cu grăunte ereditar mare, creşterea grăuntelui este continuă (2).

Se consideră grăuntele de austenită imediat după ce s-a depăşit temperatura punctului critic (Ac_1, Ac_3, Ac_{cem}) că este grăunte ereditar, care pe măsura ridicării temperaturii are tendinţa mai mare sau mai mică de creştere. La unii grăunţi ereditari tendinţa de creştere apare abia după ce s-a atins temperatura de 1 173 ... 1 223 °K şi sînt consideraţi *grăunţi ereditari mici* (1, fig. 8.17), iar la alţi grăunţi tendinţa de creştere se sesizează imediat şi sînt consideraţi *grăunţi ereditari mari* (2, fig. 8.17).

Mărimea grăuntelui ereditar este determinată în mare parte de numărul centrelor de cristalizare şi de viteza liniară de creştere a cristalului.

Grăuntele ereditar mic poate da naştere la grăunţi reali mici sau mari, aceasta depinzînd de temperatura de încălzire. Aceeaşi observaţie este valabilă şi pentru grăuntele ereditar mare. Grăuntele real, este grăuntele obţinut în urma aplicării anumitor condiţii concrete, date de încălzire. Cercetările efectuate pînă acum nu lămuresc pe deplin mecanismul creşterii grăuntelui.

Cert este faptul că în timpul încălzirii şi menţinerii la temperaturi ridicate se observă o creştere a grăuntelui de austenită. La răciri ulterioare dimensiunea grăuntelui de austenită nu se modifică, indiferent cu ce viteză s-a făcut răcirea sau dacă procesul de răcire, a fost sau nu întrerupt. Deci în timpul răcirii ulterioare, mărimea grăuntelui real de austenită va influenţa mersul transformării şi va determina mărimea grăuntelui în oţel.

8.3.2.2. **Factorii care influenţează mărimea grăuntelui de austenită.** Mărimea grăuntelui de austenită este influenţată de temperatura de încălzire, durata de menţinere, prelucrarea termică anterioară, compoziţia chimică, procesul de dezoxidare.

Scanned with OKEN Scanner

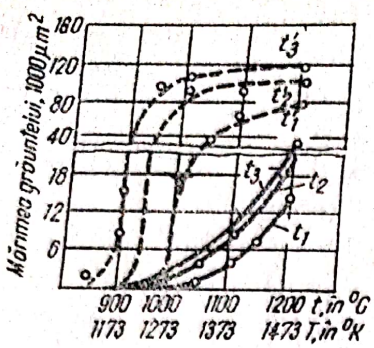


Fig. 8.18. Influența temperaturii și duratei de menținere asupra mărimii grăuntelui de austenită.

E cunoscut faptul că la terminarea transformării perlitei în austenită apare un număr mare de grăunți mici de austenită, care se comportă apoi diferit în funcție de condițiile încălzirii ulterioare. Dacă se mărește durata de menținere la temperaturile de încălzire, sistemul are tendința de a trece într-o stare termodinamică mai stabilă cu păstrarea aceleași faze. Grăunții mici, cu energie liberă mare, au tendința de a trece în grăunți mari, ce au energie liberă mai mică. Urmărind creșterea grăunților la un oțel hipoeutectoid se observă situația prezentată în figura 8.18. În figura 8.18 s-a reprezentat creșterea grăuntelui în funcție de temperatura de încălzire și durata de menținere $t_1 < t_2 < t_3$, pentru un oțel dezoxidat cu 0,1% Al. Curbele trasate plin arată creșterea grăunților ereditari mai mici, iar curbele trasate întrerupt arată creșterea grăunților ereditari mai mari.

Se observă că pe măsura creșterii temperaturii și a duratei de încălzire crește și mărimea grăunților, mai accentuată fiind la oțelurile cu grăunți ereditari mai mari.

Datele prezentate se referă la aliajele care au la temperatura considerată o singură fază, la aliajele care pe lîngă austenită mai au și altă fază (carburi), creșterea grăuntelui rămîne neobservată pînă la temperaturi mai ridicate, cînd se dizolvă cea de a doua fază, după care procesul se desfășoară cu viteză ridicată. La aceste oțeluri creșterea grăuntelui este asemănătoare cu cea a oțelurilor cu grăunte ereditar mic.

Studiindu-se influența diferitelor elemente de aliere asupra creșterii grăuntelui de austenită, s-a observat că Al, Ti, Zr și V contribuie la formarea unor structuri fine. Dacă Al intră în proporție de pînă la 0,1% influențează obținerea unei structuri fine, însă pe măsură ce crește procentul de Al se observă o creștere treptată a grăunților. Adăugarea Al se face cu puțin înainte de turnarea în oală sau lingotieră, pentru a se obține efect maxim. Dacă se toarnă cu mult înainte, particulele de oxid de Al se pot aglomera și nu se exercită o influență asupra frînării creșterii grăunților. Asupra influenței Al la frînarea creșterii grăunților există două păreri.

Particulele submicroscopice de oxizi și nitruri de Al se repartizează uniform pe marginea grăunților și joacă rolul de bariere care împiedică creșterea grăunților. Aceste bariere se dizolvă la temperaturi ridicate și se observă o creștere a grăunților la supraîncălzirea oțelurilor. Aluminiul se dizolvă în Fe, îmbogățește straturile marginale ale grăunților, micșorează solubilitatea C în austenită fapt ce ar duce la frînarea creșterii grăunților.

Cercetările de pînă acum n-au lămurit pe deplin felul cum contribuie Al la frînarea creșterii grăunților. Este cert însă că el contribuie la obținerea unor structuri fine a oțelului.

8.3.2.3. **Metode pentru determinarea mărimii grăuntelui de austenită.** Determinarea mărimii grăuntelui constă în punerea în evidență a limitelor grăunților de austenită existente la temperaturile de încălzire (înainte de răcire). Există mai multe metode pentru punerea în evidență a limitei grăunților de auste-

Scanned with OKEN Scanner

nită : metoda cementării, oxidării, rețea de ferită, rețea de troostită, fiecare din acestea avînd avantaje și dezavantaje (v. STAS 5490-71). Determinarea mărimii grăuntelui de austenită, respectiv punctajului oțelului se face prin :

– compararea cu etaloane standardizate ;

– numărarea grăunților de pe o suprafață de 0,5 mm² (un cerc cu ∅79,8 mm la grosismentul de 100 : 1) ;

– măsurarea diametrului convențional mediu al grăunților.

Frecvent se utilizează metoda numărării grăunților de pe o suprafață de 0,5 mm² și punctajul oțelului se stabilește cu relația :

$$n = 8 \cdot 2^N \tag{8.16}$$

în care : n este numărul grăunților de pe suprafața cercetată ; N – punctajul.

Conform indicațiilor din STAS 5490-71 există următoarele punctaje și număr de grăunți corespunzători (tab. 8.1). Acest număr de grăunți corespunzător punctajului este valabil pentru o mărire a microscopului 100 : 1, la alte măriri se va face transformarea corespunzătoare. Punctajul arătat prin cifre mari (10...14) indică oțeluri cu granulație fină, iar prin cifre mici (–3...4) oțeluri cu granulație grosolană. Obișnuit se elaborează oțeluri cu granulație mijlocie, punctaj 8...10.

Tabelul 8.1

Granulația oțelului exprimată prin cifre de punctaj

N	–3	–2	–1	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
n	1	2	4	8	16	32	64	128	256	512	1 024	2 048	4 096	8 192	16 384	32 768	65 536	131 072

8.3.3. Transformarea austenitei în perlită

Aplicînd viteze mici de răcire austenita se transformă în perlită, la temperaturi inferioare lui Ar_1, transformarea avînd loc cu modificări de faze și chiar a compoziției chimice.

$$Fe\gamma\ (C) \rightarrow Fe\alpha\ (C) + Fe_3C$$

$$0{,}8\%\ C \quad 0{,}02\%\ C \quad 6{,}67\%\ C.$$

Germenii de fază nouă se formează în locurile în care există deranjamente în rețeaua cristalină sau la limitele grăunților, precum și pe suprafețele formate de diferite incluziuni și neomogenități.

Transformarea austenitei în perlită este un fenomen de germinare și de creștere, comandat aparent mai mult prin heterogenitate decît prin germinare spontană. Astfel, germenii iau naștere la frontierele grăunților austenitici, între austenită și ferită sau cementită proeutectoidă sau imediat în apropierea incluziunilor de alumină sau silice.

Perlita crește pornind de la un germene determinat, formează o colonie de lamele paralele și alternante de ferită și de cementită. Fiecare grăunte de austenită poate astfel să se transforme în mai multe colonii de perlită înconjurate de

Scanned with OKEN Scanner

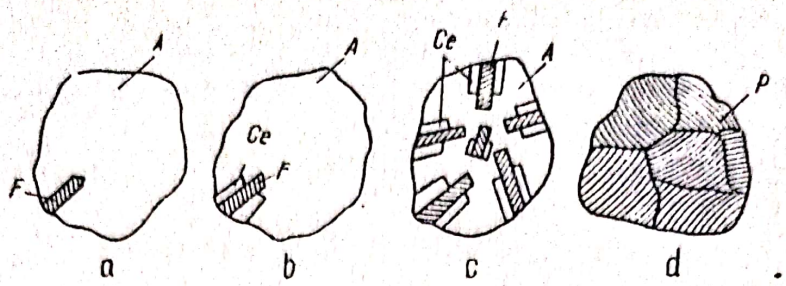


Fig. 8.19. Schema mecanismului de transformare a austenitei în perlită.

ferită sau cementită proeutectoidă, pentru că transformarea ia naştere şi se propagă din diferite zone ale grăuntelui iniţial.

Se poate admite că germenele care declanşează formarea unei colonii de perlită este o particulă submicroscopică de ferită, compusă din cîteva sute de celule cubice elementare (fenomen de germinare).

Condiţiile energetice fiind favorabile, acest germene începe să se dezvolte, preluînd din austenita înconjurătoare mai mulţi ioni de fier decît de C, pentru că ferita nu poate să dizolve la 996 °K decît 0,02% C în greutate, ceea ce corespunde un ion de C pentru mai mult de 600 ioni de Fe. Straturile vecine ale austenitei se îmbogăţesc mereu în C, pe măsură ce lamela de ferită creşte şi la un moment dat saturarea austenitei în C atinge un asemenea grad încît se creează condiţii energetice favorabile de transformare a ei în cementită. Germenul iniţial de ferită care a încetat de a mai creşte este în contact cu o particulă de cementită (sau germen), care la rîndul său are tendinţa de creştere. Contrar germenului de ferită germenele de cementită se dezvoltă preluînd C din austenita vecină, pînă în momentul cînd ionii de C ai acesteia din urmă nu mai sînt suficienţi pentru a alimenta creşterea. Austenita sărăcită în C se află în condiţii energetice favorabile transformării în ferită.

Procesul continuă prin *germinare şi creştere* pînă cînd se formează o *colonie* completă (fig. 8.19).

Colonia perlitică se va putea dezvolta pornind şi de la un germene submicroscopic de cementită, procesul fiind în principiu acelaşi.

Transformarea austenitei în perlită este puternic influenţată de viteza de răcire aplicată. O răcire mai rapidă favorizează creşterea vitezei de germinare şi se poate obţine perlită cu lamele fine.

Spre a ilustra influenţa vitezei de răcire asupra structurii perlitei, se va studia răcirea unui oţel hipoeutectoid, de exemplu cu 0,5% C. Se va răci mai întîi cu o viteză foarte mică (de ex. o bară cu diametru de 25 mm, răcită în cuptor de la 1 173 °K la 293 °K, în timp de 15 ore). Cînd se atinge temperatura punctului Ar_3, ferita proeutectoidă precipită şi austenita începe să se îmbogăţească în C. Dacă temperatura scade pînă la Ar_1, cantitatea de ferită creşte, iar cea de austenită scade şi se îmbogăţeşte în C şi atinge concentraţia de 0,8% C, transformîndu-se în perlită. În cursul răcirii aşa cum s-a arătat mai înainte, germenii de ferită proeutectoidă iau naştere numai la frontierele grăunţilor şi austenita este într-un fel împinsă spre interior în timpul creşterii zonei feritei. Cînd austenita astfel înconjurată a atins concentraţia eutectoidă în C, se transformă integral în perlită, după procesul indicat mai înainte. Această structură formată din zone de perlită înconjurate complet de zone relativ mari de ferită, poartă denumirea de *structură celulară* (fig. 8.20, *a*).

Scanned with OKEN Scanner

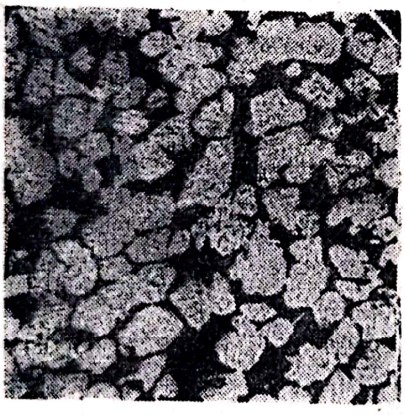
Făcînd aceeaşi experienţă, dar aplicînd o viteză de răcire mai mare (de ex. o bară cu diametru de 25 mm răcită de la 1 173 °K la 273 °K, în timp de 30 minute), ferita ia naştere încă de-a lungul frontierelor grăunţilor de austenită, dar alţi germeni de ferită pot de asemenea să se formeze şi în interiorul grăunţilor, căci viteza de germinare este mai mare decît în cazul precedent (fig. 8.20, *b*).

Structura finală a unui grăunte este formată din colonii de perlită care alternează cu lamele de ferită proeutectoidă, totul fiind înconjurat de ferită proeutectoidă situată la frontierele fostului grăunte de austenită. Această structură este numită *structura mixtă* (fig. 8.20, *b*).

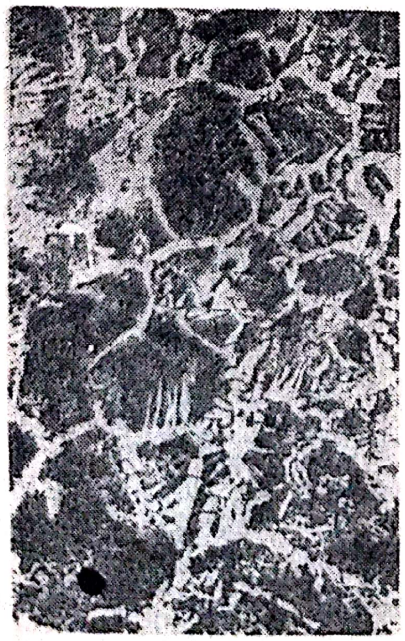
Dacă se măreşte şi mai mult viteza de răcire (de ex. o bară cu diametru de 25 mm, răcită în ulei de la 1 173 °K la 293 °K, în 5 minute, ferita proeutectoidă ia naştere în tot grăuntele şi austenita rămasă se transformă în perlită.

În acest caz nu există ferită proeutectoidă de-a lungul frontierelor grăunţilor şi structura este de tip *acicular* sau Widmannstätten (fig. 8.20, *c*). Structura Widmannstätten, conferă oţelurilor duritate mai mare şi o mai pronunţată tendinţă spre fragilizare.

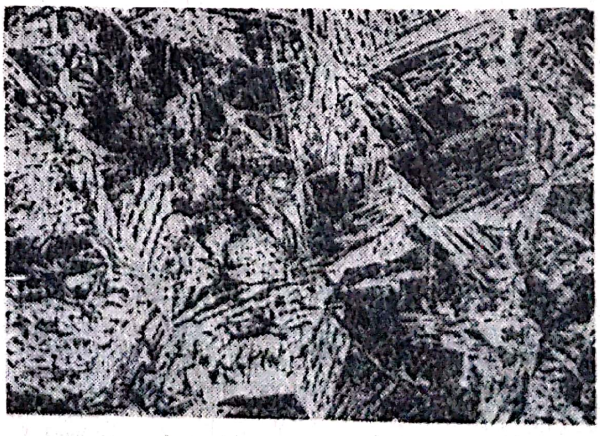
Ţinînd seama de mecanismul descris, transformarea austenitei în perlită va avea loc în prima fază cu viteză mică (se consideră drept început al transformării, apariţia a cca 0,5 ...1% perlită), se atinge o viteză maximă a transformării la circa 50% din austenită şi apoi se observă o micşorare a vitezei datorită presiunilor fazei noi, exer-



a



b



c

Fig. 8.20. Structuri ale oţelului hipoeutectoid (0,5 % C): *a* — celulară (MO × 300); *b* — mixtă (MO × 250); *c* — Widmannstätten (MO × 250).

Scanned with OKEN Scanner

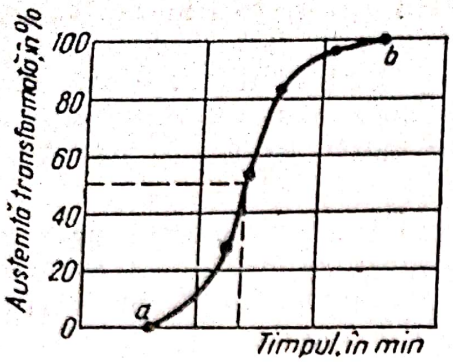


Fig. 8.21. Curba cinetică de transformare izotermă a austenitei în perlită.

citate asupra austenitei netransformate. Curba cinetică (fig. 8.21) este trasată în ipoteza că transformarea are loc izoterm.

8.3.4. Transformarea martensitei la încălzire (revenirea)

Oţelurile călite fiind încălzite la temperaturi mai mari de 353 °K suferă modificări de fază şi la temperaturi apropiate de 973 °K se poate obţine o structură perlitică. Oţelurile călite au structura formată din martensită tetragonală şi austenită reziduală, care au proprietăţi fizice şi mecanice diferite. Spre a se evita fragilitatea mare a oţelurilor călite, acestea sînt încălzite la temperaturi sub Ac_1 şi răcite apoi relativ rapid, proces ce poartă numele de revenire. Revenirea are ca scop ameliorarea efectelor călirii, face ca metalul să aibă fragilitatea mai mică, micşorează duritatea, limita de elasticitate şi rezistenţa, dar măreşte alungirea şi rezilienţa.

8.3.4.1. **Mecanismul transformării martensitei la încălzire.** Transformările martensitei la încălzire, deci în timpul revenirii oţelurilor călite, pot fi puse în evidenţă prin metoda dilatometrică diferenţială asociată cu cercetarea metalografică.

Se supun încercării două epruvete din acelaşi oţel, una în stare recoaptă şi alta în stare călită. Curbele dilatometrice vor avea alura din figura 8.22, curba 1 — oţel recopt, curba 2 — oţel călit.

Pînă la 353 °K cele două probe se dilată uniform. Între 353...473 °K (zona *I*) apare la oţelul călit o contracţie a probei. Încălzirea în această zonă măreşte mobilitatea atomilor şi gradul de tetragonalitate al martensitei scade mereu pînă la valoarea $c/a \simeq 1$, apare martensita cubică sau martensita de revenire. Se presupune că în această zonă de încălzire se separă cristalele fine submicroscopice de carbură de fier (Fe_2C) şi se micşorează conţinutul în C al soluţiei solide. În intervalul 473...573 °K (zona *II*) se observă o creştere a alungirii epruvetei. În această zonă austenita reziduală se transformă în bainită, fapt ce duce la creşterea volumului.

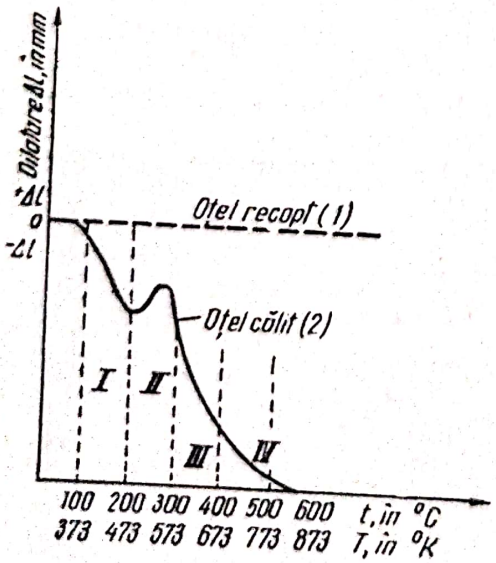


Fig. 8.22. Modificarea dilataţiei oţelului călit, funcţie de temperatura de revenire.

Mobilitatea atomilor este mai mare, se separă carburi fine, se suprimă stabilitatea austenitei şi se transformă într-o structură analoagă bainitei.

$$Fe\gamma\ (C) \rightarrow Fe\alpha'\ (C) + Fe_2C.$$

Între 573...673 °K (zona *III*) apare o nouă contracţie apreciabilă a epruvetei, care se datoreşte :

— separării întregii cantităţi de carbon din martensită cubică şi formarea carburii de fier (Fe_3C), cementită ;

— reţeaua cubică a martensitei se transformă continuu în reţeaua cubică a feritei ;

— se produce detensionarea pieselor.

Scanned with OKEN Scanner

Încălzirea peste 673 °K (zona *IV*) arată o încetinire a alungirii probei, deoarece separările de carburi devin din ce în ce mai mari, vizibile la microscopul optic.

Creşterea particulelor de carburi are loc datorită procesului de coalescenţă. Procesul de coalescenţă a particulelor de cementită cuprinde trei procese elementare : dizolvarea particulelor mici ; difuziunea C şi a altor elemente de aliere ; precipitarea carbonului şi a altor elemente de aliere pe suprafeţele particulelor mari, care tind să ia formă aproape globulară.

Procesele elementare sînt influenţate de temperatura de încălzire şi de compoziţia chimică a oţelului. Temperatura de încălzire influenţează mai ales viteza de difuziune, iar compoziţia chimică influenţează viteza de dizolvare şi de creştere a particulelor de carburi.

Structura oţelului revenit este formată din ferită în care sînt incluse carburi globulare. Toate procesele descrise mai sus se petrec în interiorul acelor de martensită sau pe suprafeţele lor de separare, fapt care face ca să se păstreze orientarea aciculară şi la temperaturi înalte de revenire. Structura aciculară a feritei nu poate fi înlăturată decît la încălziri peste Ac_1.

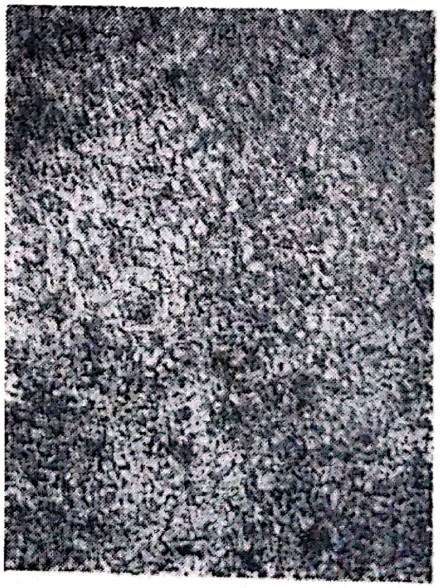
Amestecul de ferită şi carburi obţinut în urma încălzirii martensitei la temperaturi mai mici decît Ac_1 poartă denumirea de sorbită de revenire (sau simplu structura de revenire). Transformările în timpul revenirii se derulează după următoarea schemă :

$$M_T \rightarrow M_R \rightarrow A_{rez} \longrightarrow Fe\alpha\,'(C) + Fe_2C \rightarrow Fe\alpha\,(C) + Fe_3C,$$

adică martensita tetragonală M_T, datorită precipitărilor de carburi Fe_2C se transformă în martensită de revenire M_R ; austenita reziduală se transformă într-un amestec mecanic de ferită suprasaturată în C şi carburi Fe_2C ; procesul de germinare, precipitare şi coalescenţă continuă pe măsura ridicării temperaturii şi se obţine troostită de revenire, sorbită de revenire, perlită de revenire, amestec $Fe\alpha\,(C) + Fe_3C$ cu grade diferite de dispersie a fazelor.

În figura 8.23 se prezintă structuri după revenire la diferite temperaturi ale oţelurilor carbon de construcţie, la temperaturi joase (fig. 8.23, *a*), la temperaturi ridicate (fig. 8.23, *b*).

a



b

Fig. 8.23. — Structuri ale oţelului revenit : *a* — [martensită de revenire + austenită reziduală (MO × 350) ; *b* — sorbită de revenire (MO × 350).

Scanned with OKEN Scanner

8.4. TRANSFORMĂRI FĂRĂ DIFUZIUNE SAU DE TIP MARTENSITIC

Transformarea de tip martensitic este transformarea soluției solide austenita, în soluție solidă suprasaturată de C în Feα.

$$Fe\gamma\ (C) \rightarrow Fe\alpha'\ (C)$$

$$0{,}8\%\ C \simeq 0{,}8\%\ C.$$

Transformarea are loc la grade mari de subrăcire sau la viteze mari de răcire, fără difuziune, fazele au aceeași compoziție, are loc doar o reordonare a rețelei și concentrația nu variază.

8.4.1. Mecanismul transformării austenitei în martensită

Asupra formării martensitei s-au emis multe teorii și anume :

— teoria *termică* susține că transformarea constă din formarea și creșterea cristalelor, conform legilor germinării și precipitării factorul important fiind diferența dintre energiile libere și oscilațiile termice :

— teoria *tensiunilor* susține că formarea martensitei este rezultatul deformării elastice cu viteza sunetului în rețeaua de austenită și creșterea cristalelor nu este influențată de agitația termică ;

— teoria *termomecanică sau mixtă* susține că datorită răcirii puternice apar tensiuni locale de valori mari, care favorizează deplasarea atomilor pentru a ocupa noi poziții în rețeaua cristalină, apar așa numiții *germeni ai tensiunii*. Cînd acești germeni ating valoarea critică se transformă în germen de martensită, fie în urma variațiilor de volum ($V_M \gg V_A$) la scăderea temperaturii, fie izoterm în urma unor oscilații termice. Se emite astfel ipoteza că apariția germenului de martensită este o consecință a stării de tensiuni, iar dezvoltarea lui este favorizată și de oscilațiile termice.

Se pare că teoria termomecanică sau mixtă are mai multe șanse de a fi acceptată, dat fiind faptul că este susținută de unele confirmări experimentale.

În cazul transformării fără difuziune, așa cum are loc trecerea de la austenită la martensită, atomii din rețeaua austenitei se deplasează pe distanțe mai mici decît cele interatomice și ocupă poziții corespunzătoare sistemului cristalin al noii faze martensita. Fiecare atom se deplasează datorită stării de tensiuni ce s-a creat și viteza sa este comparabilă cu a unei unde elastice, formîndu-se noua fază care ocupă un spațiu diferit de cea din care provine. Datorită volumului mai mare al fazei noi, comparativ cu al celei din care provine, apar tensiuni care se opun deplasării altor atomi și transformarea rămîne staționară. O nouă coborîre a temperaturii, provoacă oscilații termice și transformarea se poate continua, fără a fi posibilă desăvîrșirea ei.

Germenul de martensită apare pe un suport existent, considerat drept plan de alunecare în austenită. La răcirea austenitei în domeniul temperaturilor unde începetează în cea mai mare parte difuziunea, datorită stării tensionate se formează macle și plane de alunecare. Alunecarea constă în deplasarea orientată a unor serii de plane atomice în raport cu altele și ca urmare atomii capătă o energie suplimentară, ies din nodurile rețelei γ și ocupă o nouă poziție caracteristică pentru rețeaua α. Această alunecare se face de preferință după direcția

Scanned with OKEN Scanner

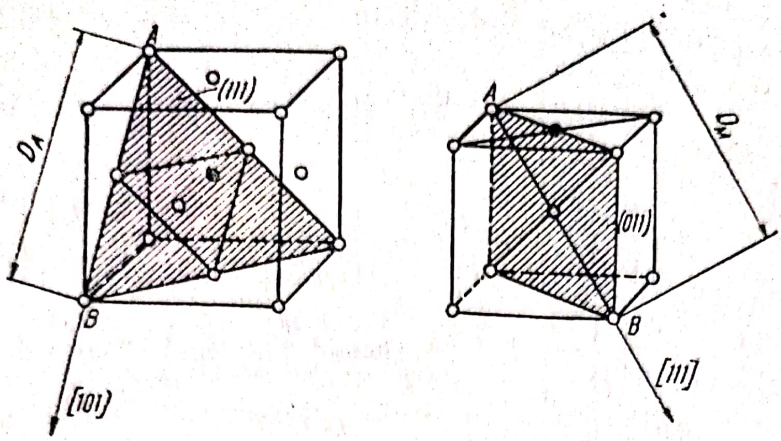


Fig. 8.24. Formarea celulei elementare a martensitei datorită alunecării planelor cristalografice din austenită.

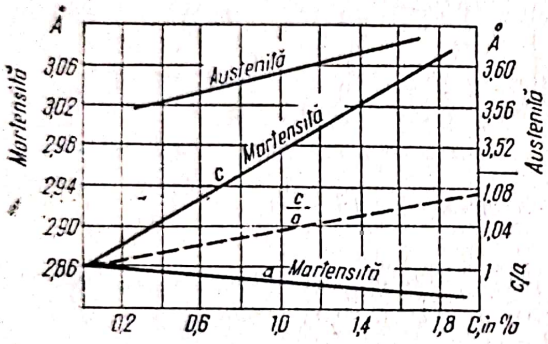


Fig. 8.25. Constantele reticulare ale austenitei și martensitei.

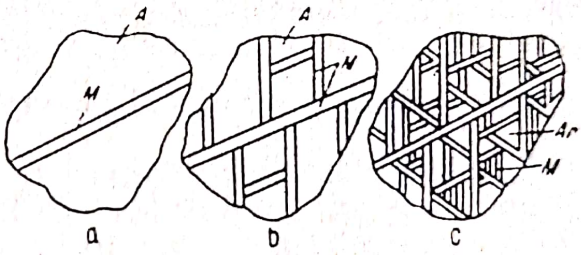


Fig. 8.26. Schema mecanismului de formare a martensitei.

cristalografică [*101*], planul cristalografic al austenitei (*111*) devine paralel cu planul (*011*) al feritei (fig. 8.24).

Se face o rotire după direcția [*101*] și reordonarea atomilor după rețeaua Feα. Rețeaua cristalină a Feα este distorsionată, devine din cubică centrată o rețea tetragonală, datorită prezenței atomilor de C pe una din fețele cubului.

Distanța interatomică AB este aproximativ aceeași, adică $D_A \simeq D_M$. Din măsurători rezultă că D_M este numai cu 2% mai mare decît D_A.

Ca urmare a inserării C în rețeaua cristalină a Feα se modifică valorile constantei reticulare și $c/a > 1$. Gradul de tetragonalitate c/a crește în funcție de conținutul în C (fig. 8.25).

Se consideră că planul de alunecare format reprezintă germenele pe care se produce transformarea. Creșterea lamelelor de martensită se face pe ambele părți ale planului de alunecare și continuă pînă ating o anumită grosime și lungime. Viteza de creștere a lamelei de martensită este foarte mare (durata fiind sub 0,002 secunde), fapt ce se datorează energiei mari ce s-a imprimat atomilor la alunecarea plastică din interiorul grăunților de austenită.

Continuîndu-se subrăcirea, apar noi plane de alunecare, noi lamele de martensită, pînă se epuizează majoritatea planelor de alunecare ale grăuntelui de austenită (fig. 8.26).

Microstructura oțelului răcit brusc este prezentată în figura 8.27 și este formată din martensită și austenită reziduală.

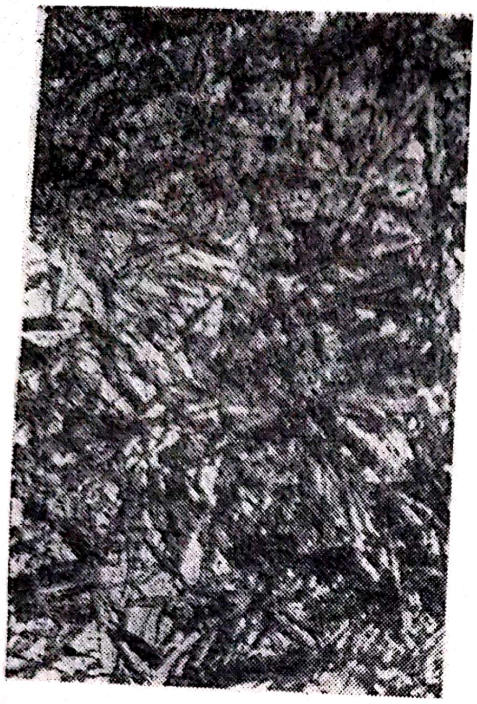
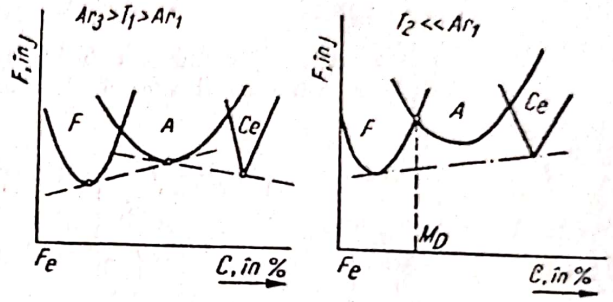


Fig. 8.27. Structura unui oțel călit: $M_T + A_{rez}$ (MO × 450).

Fig. 8.28. Variația energiei libere a austenitei, feritei și cementitei funcție de temperatură și concentrație în carbon.



8.4.2. Cinetica transformării austenitei în martensită

Modificînd temperatura oțelului ce-a fost încălzit în domeniul austenitic, se modifică de fapt energiile libere ale fazelor și este posibilă apariția a noi faze. Dacă se ia în considerare un oțel hipoeutectoid și se urmărește energia liberă la diverse nivele de temperaturi $Ar_3 > T_1 > Ar_1$ și $T_2 \ll Ar_1$, apare situația din figura 8.28. La T_1 austenita poate fi în echilibru cu ferita și cu cementita și la scăderi mici de temperaturi are loc transformarea cu difuziune, separîndu-se ferita și apoi amestecul celor două faze $A \xrightarrow{\quad} F + A_{rest} \rightarrow F + Ce$. La T_2, austenita nu este stabilă, nici o schimbare de compoziție nu-i posibilă (deoarece difuziunea elementelor este foarte mică sau nulă) și ca atare se poate obține fie transformarea $A \rightarrow F$ fie $A \rightarrow Ce$. Pentru concentrațiile în C, mai mici decît ale punctului M, transformarea tinde spre ferită. Concentrația în carbon a punctului M este mult mai mare decît ceea ce poate dizolva ferita și apare o ferită suprasaturată în carbon. Din punct de vedere energetic, transformarea austenitei în ferită suprasaturată în C este posibilă atunci cînd temperatura a coborît sub anumite valori M_D^*, dependente de conținutul în carbon. Pentru a avea loc această transformare, fără schimbare de compoziție este necesar ca temperatura sistemului să scadă rapid sub valoarea lui M_D, obținîndu-se astfel transformarea austenitei în martensită. Martensita este un constituent instabil și atunci cînd se modifică starea energetică a sistemului se va transforma în amestecul de ferită-cementită (v. revenirea).

La răcirea continuă cînd temperatura a coborît sub M_D se formează o lamelă de martensită sau chiar mai multe lamele, după care un anumit timp cu toate că răcirea continuă, nu mai apar noi lamele, iar apoi apare brusc un număr mare de lamele de martensită. După un timp oarecare cu toată subrăcirea transformarea se oprește și curba cinetică are alura din figura 8.29.

* M_D — temperatura la care apar primele plane de alunecare în austenită.

Scanned with OKEN Scanner

Temperatura la care apar primele lamele de martensită (1%) reprezintă punctul de început al transformării martensitice M_s, iar temperatura la care viteza transformării este foarte mică reprezintă punctul de sfîrşit al transformării M_f. În majoritatea cazurilor nu are loc transformarea 100% a austenitei în martensită. Cantitatea de austenită netransformată se numeşte *austenită reziduală*.

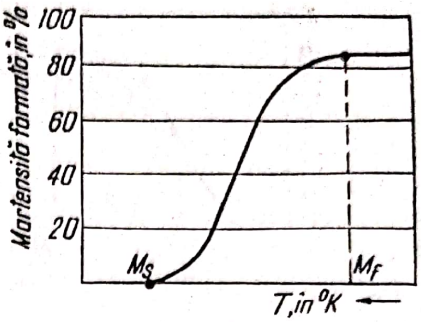


Fig. 8.29. Curba cinetică a transformării austenitei în martensită.

Prima lamelă de martensită împarte distinct grăuntele de austenită (fig. 8.26). Crescînd subrăcirea, lamelele noi de martensită vor împărţi grăuntele de austenită în tot mai multe părţi (fig. 8.26, *c*). Martensita are volum mai mare decît austenita şi ca urmare porţiunile de austenită netransformată vor fi supuse unor compresiuni ce capătă în final caracter de compresiuni multilaterale, care frînează procesul transformării. Cantitatea de austenită reziduală se poate transforma în timp mai îndelungat la temperatura mediului ambiant în martensită, sau mărindu-se mult gradul de subrăcire (în domeniul temperaturilor joase) se modifică diferenţa dintre energiile libere ale austenitei şi martensitei şi procesul transformării poate continua.

8.4.3. Factorii care influenţează transformarea austenitei în martensită

Cercetările cu privire la mecanismul şi cinetica transformării martensitice au stabilit că procesul continuă şi în condiţiile în care oscilaţiile termice sînt frînate în mare măsură. Experienţele făcute la temperaturi apropiate de zero absolut au dovedit că transformarea continuă.

Făcîndu-se experienţe pe mono şi policristale cu $M_f < 273$ °K se observă că la răciri sub 273 °K se obţin transformări martensitice numai la epruvetele formate din policristale.

Din experienţele arătate rezultă că au loc transformări martensitice şi la temperaturi foarte joase, unde agitaţia termică este foarte mică (nulă), însă există o stare tensionată de valoare mare. Transformarea de tip martensitic este favorizată de oscilaţiile termice şi depinde în principal de stările de tensiuni.

Cu cît grăuntele de austenită este mai mare cu atît austenita este mai stabilă şi se produce transformarea acesteia în martensită la viteze de răcire mai mici. Grăuntele de austenită mare favorizează creşterea vitezei de transformare a austenitei în martensită. Menţinerea în intervalul de transformare martensitic sau răcirea cu viteze mici provoacă mărirea cantităţii de austenită reziduală.

Întrerupînd răcirea probelor la temperatura T_0, ($M_s < T_0 < M_f$), se provoacă stabilizarea austenitei şi cantitatea de austenită reziduală va fi mai mare (fig. 8.30). Efectul stabilizării este cu atît mai mic cu cît oprirea răcirii s-a făcut la temperaturi mai apropiate de punctul M_s. Dacă răcirea se face cu viteze diferite ($v_1 > v_2$), în intervalul temperaturilor transformării martensitice se observă că se obţine o stabilitate a austenitei răcite cu viteze mici, fapt ce duce la obţinerea unei cantităţi mai mici de martensită (fig. 8.31).

Scanned with OKEN Scanner

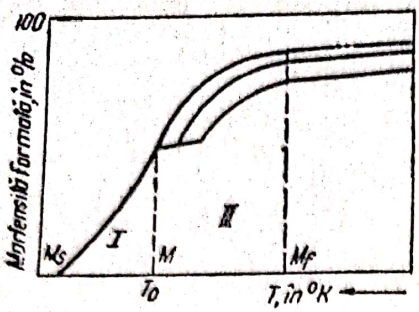


Fig. 8.30. Influența întreruperii răcirii pieselor asupra cantității de martensită formată.

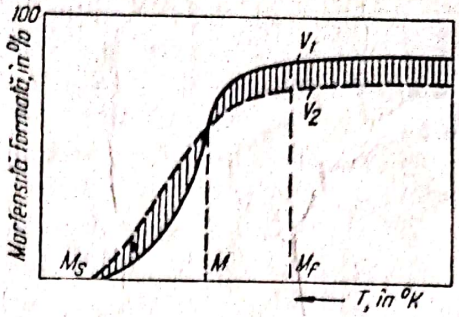


Fig. 8.31. Influența vitezei de răcire în intervalul $M_s - M_f$ asupra cantității de martensită formată.

Temperatura la care apare o influență a opririi răcirii sau a măririi vitezei de răcire asupra cantității de martensită formată, reprezintă un nou punct al transformării martensitice numit *punct mijlociu* și este notat cu M. Se împarte astfel domeniul de transformare martensitic în două zone (fig. 8.30):

— zona I ($M_s \ldots M$), în care oprirea răcirii nu influențează cantitatea de martensită formată;

— zona II ($M \ldots M_f$), în care oprirea răcirii influențează cantitatea de martensită formată.

Cunoașterea punctului mijlociu de transformare martensitică M, are o mare importanță pentru tratamentele termice la temperaturi joase. Poziția punctelor de transformare martensitică este influențată de conținutul în C și în elementele de aliere. Creșterea conținutului în C provoacă mărirea stabilității austenitei și creșterea tetragonalității martensitei (fig. 8.25). Variația tetragonalității modifică dimensiunea pieselor tratate și starea de tensiune a acestora. Pe măsura creșterii conținutului în C scade poziția punctelor M_s, M și M_f (fig. 8.32). Oțelurile cu conținut de peste 0,6% C au punctul M_f situat la temperaturi sub 273 °K (0 °C). Oțelurile cu un conținut peste 1,4% C au punctul M situat sub 293 °K (20 °C).

Creșterea conținutului în elemente de aliere (cu excepția Al și Co) provoacă coborîrea punctelor de transformare martensitică. Influența elementelor de aliere asupra poziției punctelor critice nu este însă suficient de studiată. Cele relatate se referă la oțelurile slab aliate.

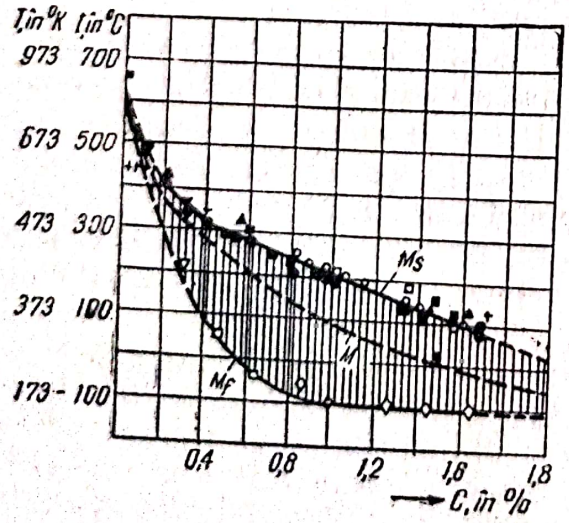


Fig. 8.32. Influența conținutului în C asupra temperaturii punctelor transformării martensitice.

Temperatura punctelor critice ale transformării de tip martensitic poate fi calculată cu relațiile:

$$M_s = 811 - 317\,C - 33\,Mn - 18\,Cr - 16{,}5\,Ni - 11\,Si - 11\,Mo - 11\,W,\ °K;$$

$$M_f = M_s - (473 - 573),\ °K. \qquad (8.17)$$

În relația de mai sus se înlocuiesc simbolurile elementelor cu proporția lor de participare. La multe oțeluri aliate punctul critic M_f se află la temperaturi sub 273 °K și li se pot aplica tratamente termice la temperaturi joase.

Scanned with OKEN Scanner

8.5.1. Mecanismul transformării

În intervalul temperaturilor 673 ... 473 °K sau la răciri cu viteză ceva mai mică decît cea critică, austenita suferă transformări care se depărtează de echilibru și sînt parțial guvernate de legile difuziunii. Reacția de transformare: $Fe\gamma\,(C) \rightarrow Fe\alpha'\,(C) + Fe_xC$, adică se formează un amestec mecanic de ferită suprasaturată în carbon și carburi de tipul Fe_xC care poartă denumirea de *bainită*.

Asupra mecanismului formării bainitei există mai multe ipoteze.

Davenport, Vilella acceptă că transformarea de tip bainitic are loc prin apariția unei ferite suprasaturate, dat fiind difuziunea nulă a Fe în domeniul temperaturilor sub 673 °K.

Ferita ia naștere de-a lungul planelor de alunecare ale grăuntelui de austenită și pe măsura răcirii se precipită particule de carburi. Acele de ferită suprasaturată se formează de-a lungul planelor cristalografice (*111*). Carburile precipită în interiorul acelor de ferită de-a lungul planelor cristalografice (*110*). Precipitările de carburi formează unghiuri de 60° cu direcția acelor de ferită și sînt paralele între ele (fig. 8.33, *a*).

Acele de bainită sînt înconjurate fie de ace de martensită, fie de austenită netransformată. Acest mecanism nu se verifică în cazul bainitei superioare. La această bainită se pare că mecanismul transformării este similar cu cel al transformării de tip perlitic. În acest caz în austenită apar plachete de ferită suprasaturată, iar în interiorul acestora se precipită carburi (fig. 8.33, *b*).

Smith, Mehl, Portevin, Hultegren, susțin că bainita se formează pornind de la plachete de ferită apărute la limitele grăunților de austenită sau în interiorul acestora, în zonele unde există distorsiuni ale rețelei cristaline sau heterogenități de ordin chimic. Acest mecanism se verifică numai în cazul răcirii la temperaturi ceva mai mici de 673 °K.

Apariția germenilor de fază nouă și creșterea lor decurge după aceleași legi ca și în cazul transformării perlitice. În cazul oțelurilor hipoeutectoide transformarea bainitică respectă ambele ipoteze descrise mai sus, în austenită apar zone bogate și sărace în C ca urmare a existenței difuziunii C și apoi răcirea producînd stare de tensiuni, favorizează formarea bainitei aciculare. Transformarea bainitică în acest caz poate fi reprezentată schematic (fig. 8.34).

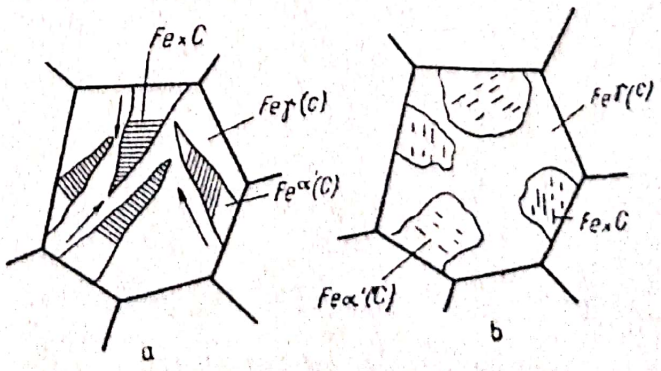


Fig. 8.33. Schema mecanismului de formare a bainitei.

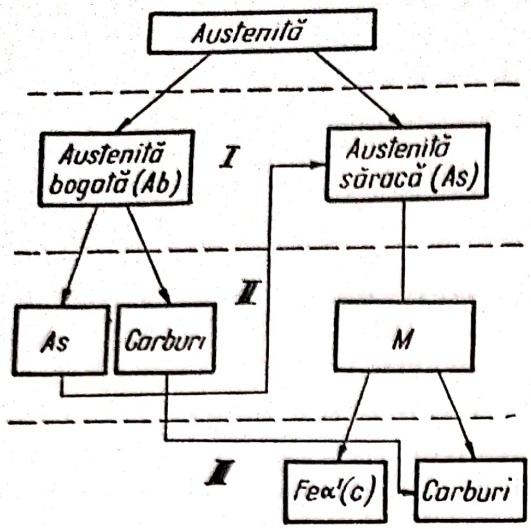


Fig. 8.34. Schema formării bainitei în oţelurile hipoeutectoide.

Adică în prima etapă *I*, datorită difuziunii C (ce-i drept mică), se produc zone de austenită bogată în C (A_b) şi austenită săracă în C (A_s).

Coborînd temperatura, etapa *II*, apar tensiuni şi alunecări plastice, se favorizează transformarea austenitei sărace în martensită. Carbonul continuă să difuzeze şi din austenită bogată se separă carburi, creîndu-se astfel condiţii de transformare a ei în martensită.

Mărind şi mai mult gradul de subrăcire, carbonul continuă să difuzeze şi se separă carburi din martensită formată, etapa *III*. Apare astfel în ultima fază un amestec de ferită suprasaturată şi carburi de tipul Fe_xC.

Structura bainitei depinde mult de gradul de subrăcire aplicat sau de viteza de răcire aplicată. Astfel, o răcire la temperaturi situate imediat sub 673 °K favorizează apariţia bainitei granulare (plachete de ferită în interiorul cărora există precipitări de carburi). Această bainită poartă denumirea de *bainită superioară,* are proprietăţi mecanice mai bune decît perlita, este însă fragilă. Apariţia bainitei superioare în structura unor piese le face mai fragile (fig. 8.35). O răcire în zona temperaturilor imediat superioare lui 473 °K favorizează apariţia unei bainite de formă aciculară, numită *bainită inferioară* (fig. 8.36). Această bainită la microscopul electronic apare formată din ferită aciculară în interiorul căreia există precipitări de carburi. Dispersia mare a carburilor face ca proprietăţile mecanice să se apropie de cele ale martensitei, remarcîndu-se în special o rezilienţă mult mai bună asociată unei durităţi ridicate.

Fig. 8.35. Bainită granulară (ME × 3 000).

Fig. 8.36. Bainită aciculară (ME × 3 000).

Scanned with OKEN Scanner

8.5.2. Cinetica transformării

Ţinînd seama de mecanismul descris la oţelurile hipoeutectoide, cinetica transformării bainitice va fi diferită faţă de cea perlitică şi martensitică. Ca şi la descompunerea perlitică şi la cea bainitică apare mai întîi o perioadă de incubaţie, iar viteza maximă a transformării e atinsă în momentul cînd apare o cantitate de 20% bainită. Transformarea nu este completă, rămîne o cantitate de austenită netransformată. Aspectul general al curbei cinetice a transformării bainitice este arătat în figura 8.37.

Gradul de subrăcire aplicat influenţează puternic transformarea bainitică. Astfel, cu cît temperatura de transformare este mai mare (în domeniul 473 ... ... 673 °K) cu atît se poate forma o cantitate mai mică de bainită (fig. 8.38). Cantitatea de austenită rămasă netransformată se poate transforma fie izoterm, fie la răcire continuă. Cea mai mare cantitate de austenită rămasă după formarea bainitei se înregistrează în cazul menţinerii izoterme în jurul temperaturii de 673 °K. Austenita rămasă se poate transforma în perlită sau în martensită. Transformarea ei în perlită va avea loc dacă viteza de răcire este mică (sau durata mare de menţinere izotermă) spre a fi posibile procesele de autodifuziune a Fe necesare pentru transformarea perlitică.

Transformarea perlitică sau martensitică a austenitei rămase este puternic influenţată de compoziţia chimică a oţelului. De obicei la oţelurile aliate, care au un conţinut mare de C, austenita rămasă după formarea bainitei are o tendinţă mică de a se transforma în martensită.

Transformarea bainitică poate avea loc atît la răcire izotermă cît şi la răcire continuă. La răcirea continuă cu o anumită viteză (mai mică decît cea critică) transformarea începe la o anumită temperatură, numită temperatură de început a transformării şi notată cu B_s. Poziţia punctului B_s este influenţată de viteza de răcire aplicată, în general coboară pe măsura creşterii vitezei de răcire. Transformarea bainitică se opreşte la o anumită temperatură, fără a fi desăvîrşită, numită temperatură de sfîrşit a transformării, care-i notată cu B_f. Creşterea vitezei de răcire, cu toate că va coborî punctul B_s, provoacă o transformare mai completă a austenitei în bainită. Aceasta s-ar explica prin creşterea stării tensionate care favorizează transformarea. Transformarea de tip bainitic este influenţată de temperatura de austenitizare şi de mărimea grăuntelui de austenită. Creşterea temperaturii de austenitizare şi a grăuntelui de austenită face să crească viteza transformării bainitice.

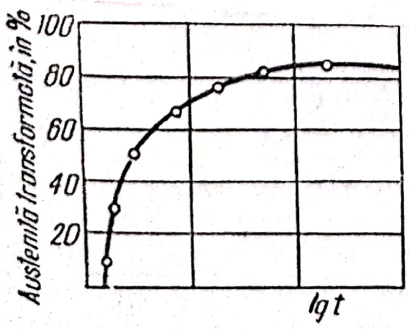


Fig. 8.37. Curba cinetică a transformării bainitice.

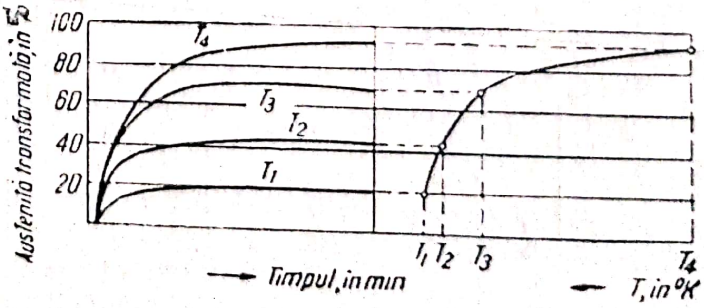


Fig. 8.38. Influenţa gradului de subrăcire asupra cantităţii de bainită formată.

În timpul răcirii unui aliaj feros, de la temperatura de austenitizare acţionează simultan doi factori : temperatura şi timpul. Dacă se menţine constantă temperatura şi se urmăreşte evoluţia structurii în timp se obţin curbe de transformare izotermă care dau diagrama *TTT* (*Time, Temperature, Transformation*) sau diagrama la răcire izotermă. Dacă se urmăreşte evoluţia structurii cînd variază şi temperatura şi timpul se obţin curbele la răcire continuă, care dau diagrama *CCT* (*Continuons, Cooling, Transformation*) sau diagrama anizotermă.

8.6.1. Diagrame la răcire izotermă a austenitei (*TTT*)

Construcţia acestor diagrame se poate face prin mai multe metode :

– determinarea naturii structurii obţinute la diferite grade de subrăcire, folosind cercetarea metalografică asociată cu cea durimetrică ;

– determinarea punctelor critice ale transformării izoterme prin metoda dilatometrică, iar natura structurii prin cercetare metalografică asociată cu durimetria ;

– determinarea punctelor critice ale transformării prin metode magnetice ;

– determinarea naturii constituenţilor structurali pentru diferite grade de subrăcire, folosind metoda radiocristalină (iradiaţii cu raze *X*).

Din materialul de cercetat se confecţionează probe dilatometrice, se încălzesc la temperatura optimă T_A şi apoi se răcesc izoterm la $T_1 > T_2 > T_3 > T_4 > T_5 > T_6 > \ldots T_{As}$ ($T_1 < Ar_1$). Se trasează curbele cinetice ale transformării austenitei la diversele grade de subrăcire şi se obţin punctele de început şi de sfîrşit ale transformării (fig. 8.39). Aranjînd rezultatele în coordonate temperatură-timp se obţine diagrama *TTT* (fig. 8.40) în care curba *a* reprezintă începutul transformării austenitei, iar *b* sfîrşitul transformării în diferiţi constituenţi : *perlită P, sorbită S, troostită T* şi *bainită B*.

Diagramele *TTT* prezintă aspecte diferite şi din ce în ce mai complicate pe măsură ce creşte numărul, natura şi concentraţia elementelor de aliere. Pînă acum nu a fost încă întreprins un studiu sistematic al influenţei elementelor de aliere asupra transformărilor izoterme ale austenitei. Acest studiu ar

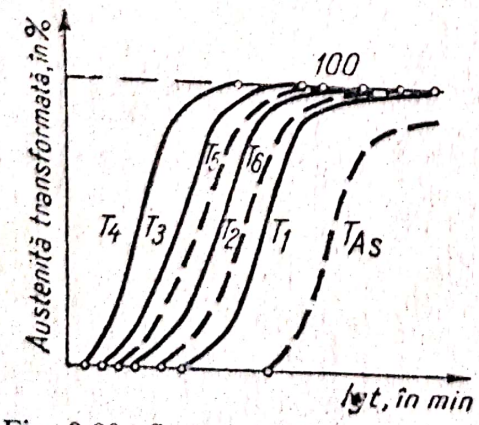


Fig. 8.39. Curbele cinetice de transformare izotermă a austenitei la diferite grade de subrăcire.

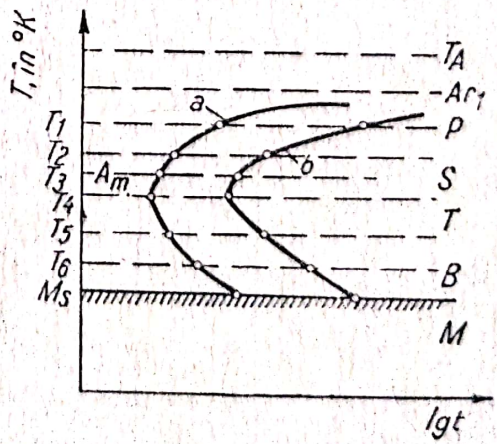


Fig. 8.40. Diagrama *TTT* schematizată.

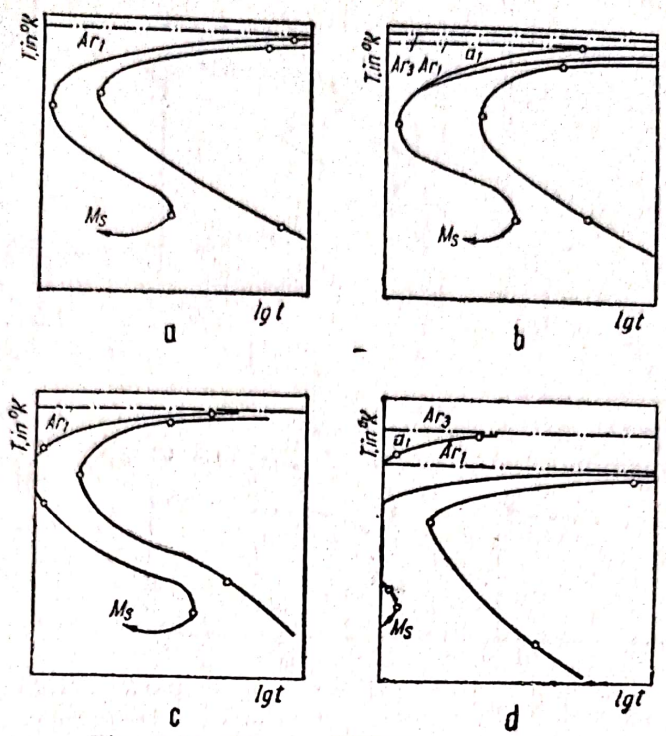


Fig. 8.41. Diagrama *TTT* — casa *A*.

permite totuși de a determina combinarea cea mai eficace a elementelor de aliere, fapt care ar prezenta interes pentru folosirea industrială a aliajelor feroase. Din studiile întreprinse, diagramele *TTT* se pot grupa în patru categorii (*A*, *B*, *C*, *D*), după modul cum sînt dispuse cele trei zone ale transformărilor: de echilibru, intermediare, în afară de echilibru.

Diagrame clasa *A*, caracteristice oțelurilor carbon de construcție la care timpul minim de incubație al transformării perlitice și bainitice este același (fig. 8.41). Curbele din figura 8.41, *a* și *c* sînt caracteristice oțelurilor eutectoide, iar cele din figura 8.41, *b* și *d* corespund unor oțeluri hipoeutectoide. Structurile care apar în diferite zone de temperaturi sînt perlita, sorbita, troostita, bainita, martensita (la oțelurile eutectoide) și în plus ferita proeutectoidă (la oțelurile hipoeutectoide).

Diagrame clasa *B*, caracteristice oțelurilor aliate cu Cr—Mo, Cr—V, Cr—Mo—V—W, la care timpul minim de incubație al transformării perlitice și bainitice are aproape aceeași valoare, dar transformarea apare la temperaturi diferite (fig. 8.42). La aceste oțeluri transformarea perlitică are loc la temperaturi mai mari, 923 °K, iar cea martensitică sub 473 °K și cea bainitică între 673° ... 473 °K.

Diagrame clasa *C*, caracteristice oțelurilor complex aliate (Mn—Ni—Mo—V), la care timpul minim de incubație al transformării perlitice și bainitice este din ce în ce mai bine marcat (fig. 8.43). Transformările de tip bainitic sînt clar evidențiate.

Diagrame clasa *D*, caracteristice oțelurilor bogat aliate în special cu elemente care formează carburi (Cr, Mo, V, Ti), la care apare o întrerupere importantă între transformarea perlitică și cea bainitică (fig. 8.44).

Diagramele *TTT*, ridicate pentru un mare număr de mărci de oțeluri permit determinarea parametrilor tratamentului termic spre a se obține anumite transformări structurale. Astfel, se poate stabili temperatura de austenitizare,

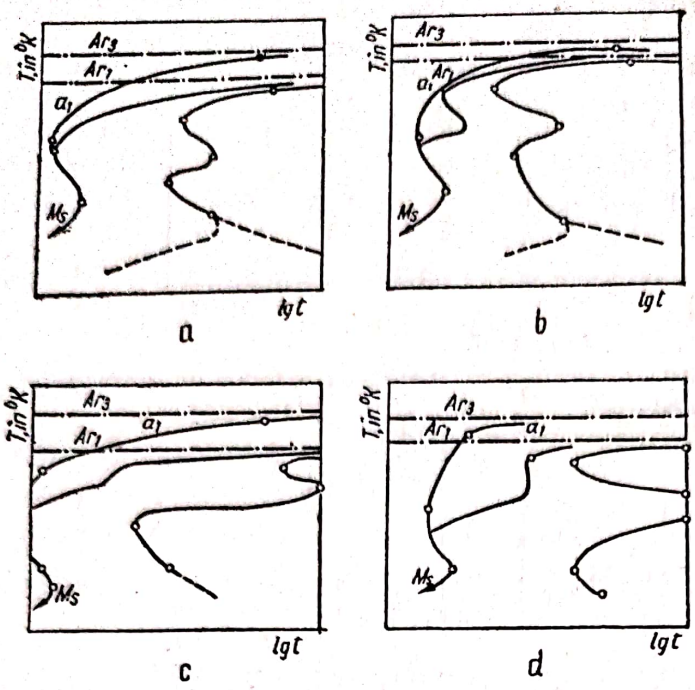


Fig. 8.42. Diagrama *TTT* — clasa *B*.

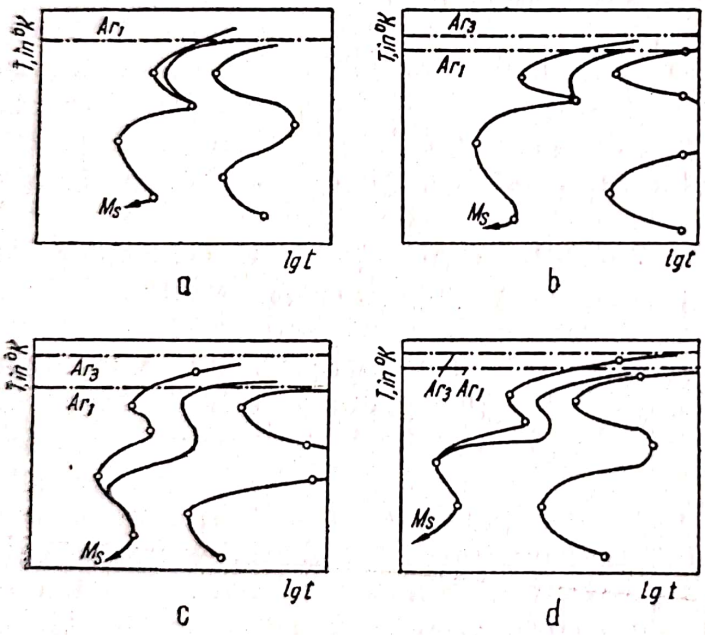


Fig. 8.43. Diagrama *TTT* — clasa *C*.

timpul minim de incubație, durata de menținere izotermă pentru a se obține o anumită transformare.

În figura 8.45 este reprodusă diagrama *TTT* clasa *A* a oțelului carbon de calitate OLC 45 și din analiza căreia se desprind: $T_A = 1\,153$ °K; $Ac_1 = 1\,008$ °K; $Ac_3 = 1\,058$ °K; $M_s = 623$ °K; $M_{f\,(90\,\%)} = 493$ °K. Timpul minim de incubație pentru a se descompune austenita în perlită este de 1,5 s, iar în bainită de 1 s. Pentru călire izotermă, martensitică, se face răcirea de la temperatura de austenitizare T_A pînă la temperatura de 603 ... 613 °K, într-un timp mai mic de 1 s și se menține izoterm (603 ... 613 °K) un timp de 3 minute.

Un alt exemplu, diagrama *TTT* clasa *D* a oțelului bogat aliat în Cr, figura 8.46. Temperatura de austenitizare $T_A = 1\,203$ °K; $Ac_1 = 1\,041$ ... 1 072 °K;

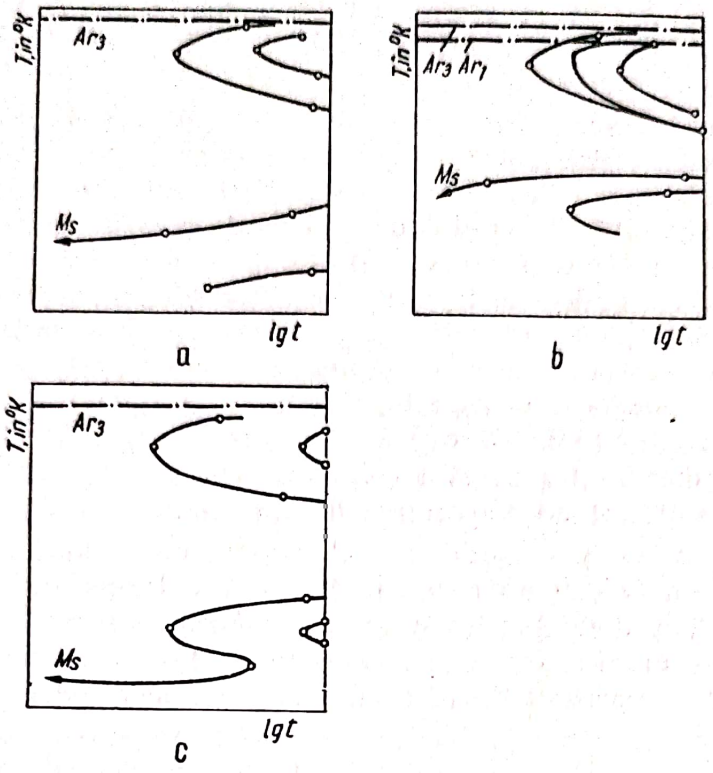


Fig. 8.44. Diagrama *TTT* — clasa *D*.

C	Si	Mn	Cr	V	A_1	A_3	Ms	T_A
0,44	0,22	0,66	0,15	0,02	1008	1058	623	1153

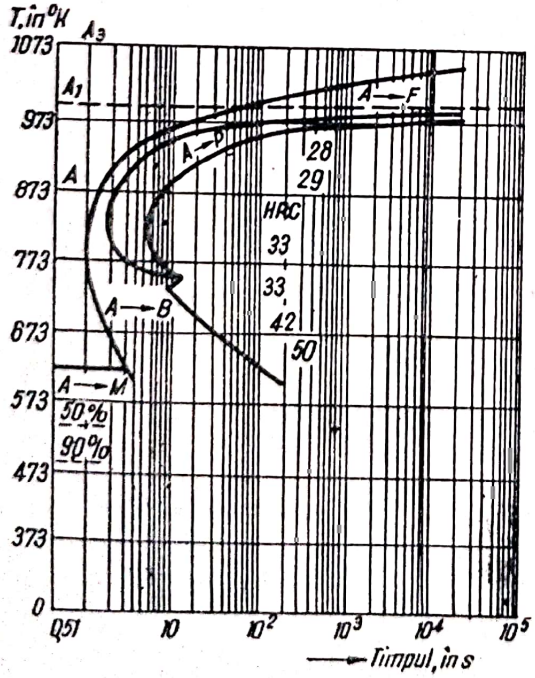


Fig. 8.45. Diagrama *TTT* a unui oțel cu 0,45% C.

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Interval A_1	Ms	T_A
2,08	0,28	0,39	11,48	0,31	0,02	1041-1070	457	1243

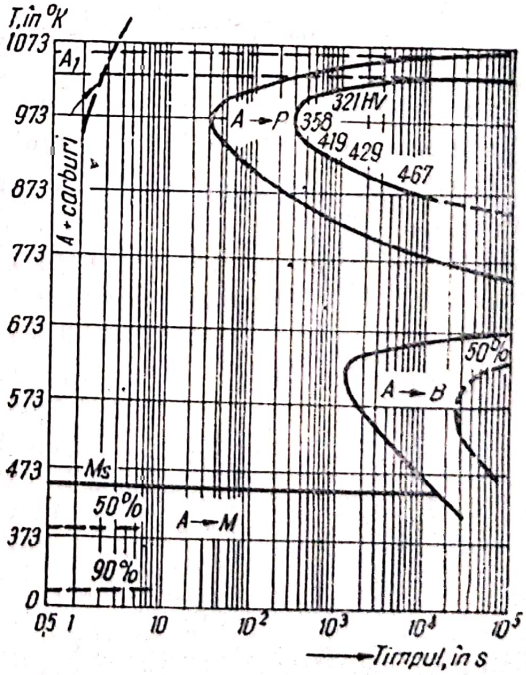


Fig. 8.46. Diagrama *TTT* a unui oțel bogat aliat cu crom.

Scanned with OKEN Scanner

M_s=458 °K ; M_f=293 °K. Transformarea izotermă a austenitei, de exemplu la 573 °K se face într-un timp mai mare de 24 ore (pentru a se descompune 50% austenită este necesar un timp de 5 ore).

Viteza de descompunere a austenitei este determinată de gradul de subrăcire și de parametrii cristalizării : viteza de creștere a grăuntelui și numărul centrelor de cristalizare. Parametrii cristalizării sînt influențați de compoziția chimică a aliajului, de gradul de omogenitate și de mărimea grăunților de austenită. Conținutul de carbon modifică în mod deosebit poziția curbelor *TTT*, astfel încît față de oțelul eutectoid, oțelurile hipereutectoide și hipoeutectoide au un timp de incubație mai mic (la cele hipereutectoide, această observație are valabilitate dacă încălzirea s-a făcut peste Ac_{cem}). Oțelurile hipoeutectoide cu conținuturi mici în C (0,05 ... 0,1% C) au un timp foarte mic de incubație și pentru a le căli este necesar să se ridice temperatura de austenitizare. Ridicarea temperaturii de austenitizare provoacă mărirea grăuntelui de austenită și crește timpul de incubație.

Elementele de aliere pot modifica atît poziția cît și alura curbelor *TTT*. Toate elementele de aliere cu excepția Co măresc timpul de incubație, micșorează viteza critică de călire, îmbunătățesc călibilitatea. Elementele de aliere care formează carburi (Cr, W, Mo, V, Ti) schimbă și alura curbelor *TTT*, separînd domeniul transformării bainitice de cel al transformării perlitice.

Temperatura de încălzire favorizează creșterea grăuntelui și omogenitatea austenitei și ca atare, valoarea temperaturii de austenitizare are un rol important. Se recomandă ca la folosirea curbelor *TTT* să se țină seama de compoziția chimică a aliajului, de temperatura și durata austenitizării. Avînd la dispoziție diagrama *TTT* a oțelului respectiv se poate determina viteza critică de călire V_{cr} sau gradul de subrăcire și se poate aprecia călibilitatea lui (fig. 8.47). Viteza critică de călire se determină prin valoarea tangentei dusă la minimul curbei *TTT* (fig. 8.47).

$$V_{cr} = \frac{T_A - T_x}{1{,}5\, t_{min}}, \text{ °K/s.} \qquad (8.17)$$

S-a introdus coeficientul de corecție 1,5 pentru a se obține rezultate mai apropiate de cele folosite în practică.

Gradul de subrăcire se determină în funcție de transformarea ce se urmărește. De exemplu, pentru transformarea izotermă a austenitei în martensită se face răcirea la temperatura T_y (fig. 8.47). Cu cît curbele *TTT* sînt situate mai mult spre dreapta, crește stabilitatea austenitei, scade valoarea vitezei

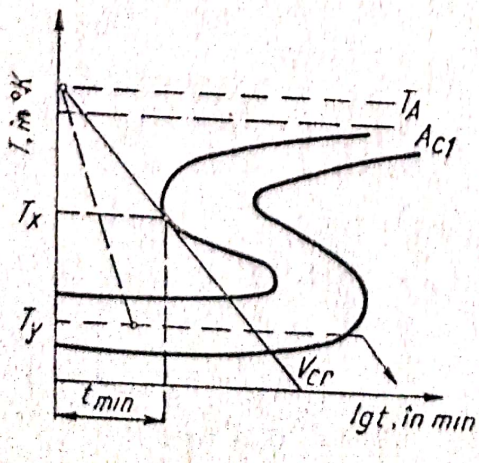


Fig. 8.47. Determinarea vitezei critice de călire V_{cr} și a gradului de subrăcire folosind diagrama *TTT*.

critice de călire și crește călibilitatea oțelului. Folosirea industrială a diagramelor *TTT* trebuie să respecte destul de strîns condițiile în care ele au fost construite (compoziția chimică a aliajului, temperatura de austenitizare, gradul de omogenitate al austenitei).

8.6.2. Diagrame la răcire continuă a austenitei (*CCT*)

În practica industrială se aplică cu precădere tratamente termice variind și temperatura și timpul, fapt care a impus construirea curbelor de răcire continuă, diagramele *CCT*.

Pentru construirea diagramelor *CCT* există mai multe metode experimentale : cercetarea metalografică, analiza magnetică, analiza dilatometrică, analiza termică. Datorită preciziei lor și a ușurinței de lucru, în ultima vreme se impune din ce în ce mai mult analiza dilatometrică și termică asociate cu cercetarea metalografică și durimetrică.

Din materialul de cercetat se fabrică epruvete dilatometrice, se încălzesc la temperatura de austenitizare T_A și se răcesc cu viteze foarte mici pînă la viteze foarte mari. Curbele dilatometrice (fig. 8.48) obținute la viteze de răcire diferite $v_x < v_y < v_z$ permit obținerea temperaturilor punctelor critice. Analiza metalografică a probelor permite stabilirea și a structurilor obținute prin transformarea austenitei, răcită cu diverse viteze. Reprezentînd rezultatele obținute în coordonate temperatură-timp, se obține diagrama *CCT* (fig. 8.49), în care diferitele curbe reprezintă : *a*, începutul formării feritei proeutectoide ; *b* și *c*, începutul respectiv sfîrșitul formării perlitei ; *d* și *e*, începutul (B_s) respectiv sfîrșitul (B_f) transformării de tip bainitic *f*, începutul (M_s) transformării de tip martensitic. Funcție de vitezele de răcire aplicate se pot obține diferite transformări structurale. Astfel, la viteze de răcire mai mici decît v_5, $A \rightarrow F+P$; $v_5 \ldots v_4$, $A \rightarrow F+P+B$; $v_4 \ldots v_3$, $A \rightarrow F+B$; $v_3 \ldots v_2$, $A \rightarrow F+B+M$; $v_2 \ldots v_1$, $A \rightarrow B+M$ și sub v_1, $A \rightarrow M$.

Funcție de compoziția chimică a oțelului, diagramele *CCT* pot prezenta diferite aspecte : cu linii de separare a fazelor proeutectoide, cu sau fără domenii

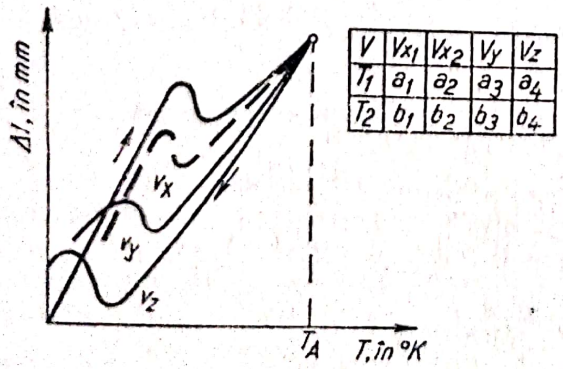


Fig. 8.48. Curbe dilatometrice obținute la răcirea austenitei cu diverse viteze.

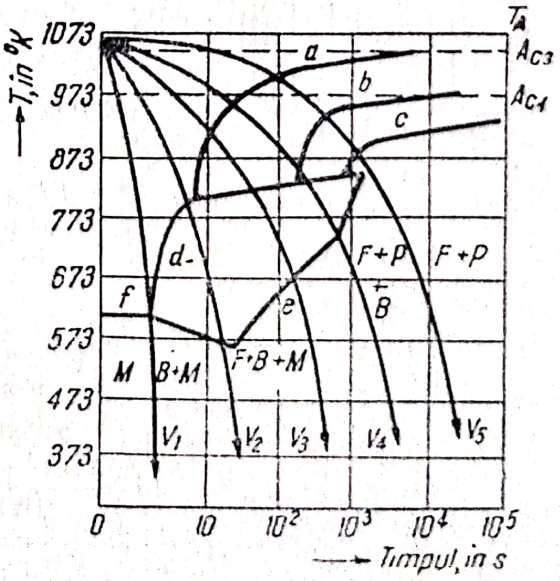


Fig. 8.49. Diagrama de răcire anizotermă *CCT* — schemă.

distincte pentru transformările de tip perlitic şi bainitic, cu sau fără întreruperea transformării austenitei (există parcă întreruperea transformării şi apar distanţate domeniile de transformare ale austenitei în perlită şi în bainită).

În fig. 8.50 se prezintă diferite diagrame *CCT*, în care se evidenţiază în special influenţa compoziţiei chimice.

Diagrama din figura 8.50 *a* nu prezintă decît domeniul transformării perlitice (nici pentru viteze mari de răcire de 50 °K/s nu are loc transformarea în întregime în acest domeniu).

Diagrama din figura 8.50, *b* şi *c* arată influenţa elementelor de aliere alfagene (în particular a Cr) asupra alurei curbelor *CCT*. Cele trei domenii de transformare perlitic, bainitic şi martensitic sînt evidenţiate în mod distinct. Se observă în special pentru oţelul a cărui diagramă e prezentată în figura 8.50, *c* că şi la viteze mici de răcire de 200 °K/h, transformarea este de tip martensitic.

O diagramă *CCT* n-are aplicabilitate industrială decît în condiţii identice cu acelea ce au fost folosite pentru construirea ei (compoziţia chimică, starea structurală iniţială, viteza de încălzire, temperatura şi durata de austenitizare). Pentru fiecare din aceşti factori există limite între care pot varia fără să influenţeze apreciabil rezultatele, dar din păcate nu se pot enunţa reguli generale (fiecare aliaj constituind un caz aparte).

În general, starea iniţială nu are o influenţă prea puternică asupra poziţiei curbelor diagramei *CCT*, dat fiind faptul că există o austenitizare completă (se recomandă aplicarea în prealabil a unei recoaceri de normalizare).

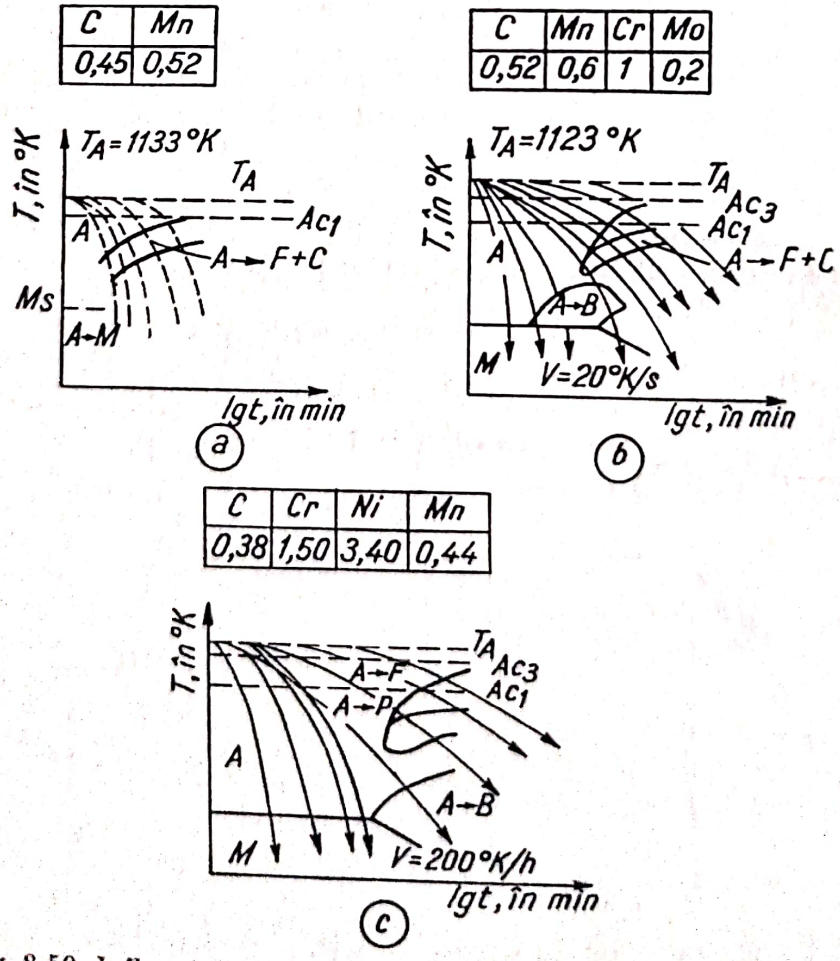


Fig. 8.50. Influenţa compoziţiei chimice asupra alurei curbelor *CCT*.

Scanned with OKEN Scanner

Ridicarea temperaturii de austenitizare poate provoca o deplasare importantă a curbelor diagramei, dacă se modifică mărimea grăuntelui și gradul de omogenizare al austenitei. Viteza de încălzire poate fi modificată în limite destul de largi, fără a se influența valorile vitezelor critice de călire, însă curbele *CCT* se rotesc în raport cu axa temperaturii.

În ultimii ani folosirea curbelor *CCT* s-a extins și la fenomenele structurale ce au loc în zona afectată termic de sudură. Se precizează însă că diagramele *CCT* construite pentru studiul tratamentelor termice, nu pot fi folosite pentru studierea transformărilor structurale în piesele sudate, dat fiind ciclurile termice foarte diferite. Pentru studiul transformărilor în piesele sudate se construiesc diagrame, simulînd regimurile termice folosite la sudare.

C	Si	Mn	Cr	V	A_1	A_3	Ms	T_A
0,44	0,22	0,66	0,15	0,02	1008	1058	623	1153

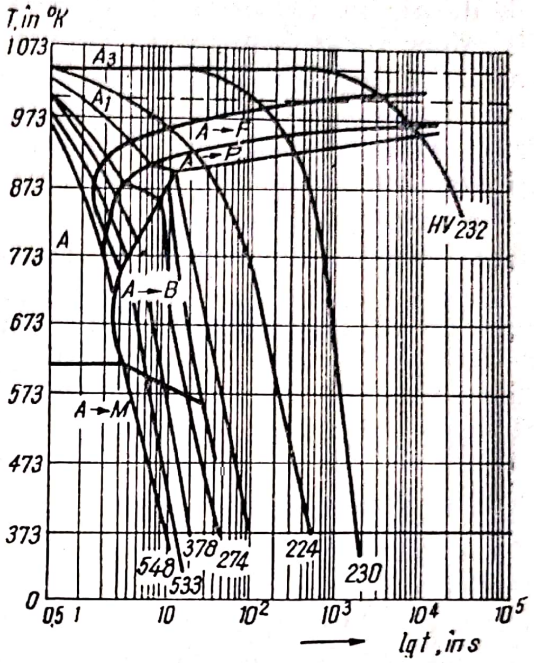


Fig. 8.51. Diagrama *CCT* pentru OLC 45.

Pentru tratamentul termic al unui oțel carbon de construcție (OLC 45) se folosește diagrama *CCT* (fig. 8.51). Din studiul acesteia rezultă : $T_A = 1\,153$ °K ; viteza medie de răcire pentru obținerea structurii formată din $M + A_{rez}$; $v_r = 285$ °K/s (răcire în apă), iar pentru structura bainitică $158 < v_r < 114$ °K/s*. Durităţile variază între HV = 548 ... 550 pentru piese cu structură martensitică și HV = 400 pentru cele cu structură bainitică.

8.7. PROPRIETĂȚILE STRUCTURILOR OBȚINUTE LA ÎNCĂLZIREA ȘI RĂCIREA OȚELURILOR

Proprietăţile mecanice ale aliajului depind de structură, iar aceasta depinde de tratamentul termic aplicat, adică există o înlănțuire : regim de tratament termic-structură-proprietăți.

Prin tratamente termice se pot obține diferite structuri care prin proprietăţile lor deosebite influențează proprietățile aliajului.

8.7.1. Proprietăţile feritei

Se consideră de unii cercetători că proprietățile feritei nu se modifică prin tratamente termice. Pe baza cercetărilor recente s-a dovedit că în timpul tratamentului termic ferita își modifică proprietățile.

Supunînd călirii un oțel cu conținut mic de C, și revenindu-l apoi la temperaturi de 393 ... 403 °K cu o durată mai îndelungată, se înregistrează o creștere a durității de 1,5 ori.

* Viteza medie de călire s-a calculat între Ac_3 și 773 °K

Răcind Feα cu viteza mare de la temperaturi înalte de încălzire, ferita este suprasaturată în C şi la încălziri ulterioare la temperaturi mici are tendinţa de durificare. La răciri cu viteze mari, transformarea are loc prin alunecări în interiorul cristalelor, între faza γ şi α existînd o legătură orientată. Ferita obţinută după acest tratament termic are formă aciculară. Dacă răcirea se face cu viteze mici şi la temperaturi apropiate de Ar_1, în condiţiile unei mobilităţi mari a atomilor nu apar tensiuni interne, iar cristalele tind să capete forma sferică. Duritatea unei asemenea ferite este mult mai mică.

În cazul oţelurilor aliate efectul obţinut prin tratamentul termic este şi mai mare datorită dizolvării unor elemente în ferită.

Ferita este un constituent moale, tenace cu plasticitate bună şi are $\sigma_r = 30 \ldots 40$ daN/mm²; $\delta = 35 \ldots 40\%$; $HB = 80 \ldots 90$ daN/mm².

8.7.2. Proprietăţile austenitei

În cazurile speciale, la viteze de răcire mari sau prin aliere, se poate obţine după tratamentul termic austenita. În mod obişnuit austenita se obţine împreună cu alţi constituenţi, de exemplu cu martensita şi poartă numele de austenită reziduală. Austenita cristalizează în sistemul cubic cu feţe centrate. Austenita are plasticitate bună, este paramagnetică, are volum specific mic, are duritate relativ scăzută, o rezistenţă şi rezilienţă bună.

8.7.3. Proprietăţile martensitei

Martensita este un constituent tipic de călire, are duritate mare (62 ... 66 *HRC*), are plasticitate scăzută, are greutate specifică mică, are cel mai mare volum specific faţă de ceilalţi constituenţi, e rezistentă la coroziune, are bune proprietăţi magnetice.

În cazul oţelurilor avînd compoziţia apropiată de cea eutectoidă şi a căror călire s-a făcut de la temperaturi puţin mai mari decît Ac_1 sau la oţelurile aliate de scule, se formează o martensită extrem de fină, nu se identifică la microscopul optic forma ei aciculară şi este denumită şi *hardenită* sau *criptomartensită*.

În cazul oţelurilor aliate cu elemente care formează carburi (Cr, W, V, Ti, Mo), structura martensitică are o duritate de 65 ... 70 HRC, plasticitate mai scăzută şi o mai ridicată rezistenţă la coroziune. În cazul oţelurilor aliate cu elemente care nu formează carburi (Ni, Cu, Co), structura martensitică are o duritate ceva mai mare decît a oţelurilor carbon de construcţie, însă are o plasticitate şi tenacitate mai ridicată.

8.7.4. Proprietăţile amestecului de ferită-carburi

Amestecul de ferită-carburi se poate obţine prin descompunerea directă a austenitei sau prin descompunerea martensitei. Structurile obţinute la descompunerea directă a austenitei sînt numite structuri de tip perlitic, iar cele obţinute la descompunerea martensitei sînt numite sorbite de revenire sau structuri de revenire.

Scanned with OKEN Scanner

Proprietăţile amestecului de ferită-carburi vor depinde de proprietăţile fiecărei faze în parte (ferită+carburi), de raportul dintre cele două faze, de gradul de dispersie şi forma carburilor.

8.7.4.1. **Proprietăţile structurilor de tip perlitic.** La răcire cu viteze mici în intervalul Ar_1 ... 873 °K se obţine perlită-structură de echilibru, care are $\sigma_r = 60 \ldots 120$ daN/mm², $\delta = 25 \ldots 10\%$, $HB = 185 \ldots 200$ daN/mm².

La răcirii în intervalul de 873 ... 773 °K se obţine un amestec de ferită şi carburi, numit sorbită. Carburile sînt mai disperse. Structura lamelară se observă cu ajutorul microscopului electronic (fig. 8.52).

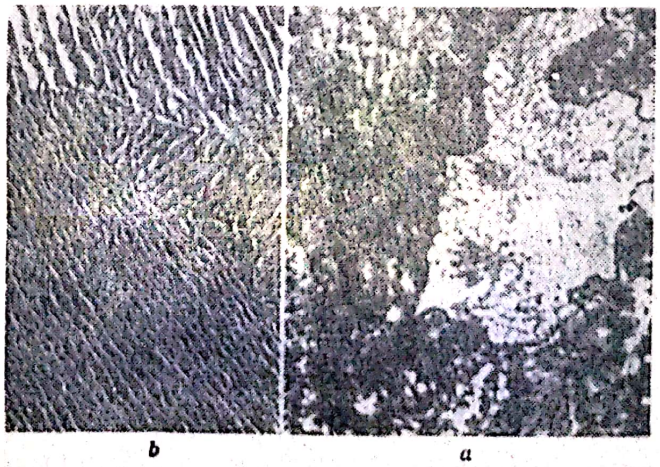
Sorbita are duritate mai mare decît perlita, are rezilienţă bună şi tenacitate bună.

La răciri în intervalul 773 ... 673 °K se obţine un amestec de ferită şi carburi cu dispersie mai mare, numit troostită. Structura apare la măriri mari la microscop (microscop electronic), ca fiind formată din lamele de ferită şi cementită (fig. 8.53). Troostita are rezistenţă şi duritate care se apropie de cele ale martensitei, însă are o rezilienţă mai mare. La răciri în intervalul 673 ... M_s se obţine un amestec cu dispersie mare de ferită suprasaturată în C şi carburi Fe_xC, numit bainită.

Bainita aciculară are greutate specifică mai mică decît perlita, are duritatea apropiată de cea a martensitei, însă este mai plastică decît aceasta. Are o rezistenţă mare şi o rezilienţă bună. Bainita granulară are de asemenea volum mai mare decît perlita, este dură şi fragilă, are rezilienţă scăzută.

a *b*

Fig. 8.52. Structura sorbitică:
a — MO×1 000; *b* — ME×15 000.



b *a*

Fig. 8.53. Structură troostitică:
a — MO×1 000; *b* — ME×15 000.

Scanned with OKEN Scanner

8.7.4.2. Proprietăţile structurilor de revenire. Încălzind oţelul călit la temperaturi inferioare punctului critic Ac_1 se obţin structuri de revenire. Proprietăţile acestor structuri sînt influenţate de cele ale fazelor (ferită şi carburi) şi de gradul de dispersie al acestora. Aceste structuri au duritate mare ca urmare a cantităţii şi gradului mare de dispersie a particulelor de carburi şi a formei suprafeţei de separare.

Duritatea structurii bifazice se poate calcula cu relaţia :

$$H = H_F + aS, \tag{8.18}$$

în care : H este duritatea oţelului (amestec de ferită şi carburi) ; H_F — duritatea feritei ; S — suprafaţa interfazică, adică suprafaţa de separare între ferită şi carburi ; a — coeficient care depinde de forma carburilor (2, 3 ... ... $4{,}3 \cdot 10^{-3}$).

Această relaţie are valabilitate pentru produsele revenirii executată pînă la temperaturi de 773 ... 823 °K.

Pe măsura creşterii temperaturii la care se face revenirea se observă şi o scădere a durităţii, ca urmare a structurilor obţinute. Nu se respectă această corelaţie în zona temperaturilor de 473 ... 573 °K, cînd se produce transformarea austenitei reziduale în martensită.

Structurile de revenire au rezistenţă la rupere, limita de elasticitate mai mică decît martensita, însă au plasticitate, alungire şi rezilienţă mai mare.

Proprietăţile structurilor de revenire sînt net superioare faţă de structurile de echilibru obţinute la răcirea austenitei. Aceasta se explică prin gradul mai mare de dispersie şi forma globulară a carburilor.

Scanned with OKEN Scanner

PARTEA A TREIA

TRATAMENTE TERMICE CLASICE ŞI SPECIALE. DETERMINAREA CICLURILOR DE ÎNCĂLZIRE, RĂCIRE ; TIPURI DE TRATAMENTE TERMICE, TERMOMECANICE, TERMOCHIMICE ; STRUCTURI ŞI PROPRIETĂŢI MECANICE

Scanned with OKEN Scanner

CAPITOLUL 9

PARAMETRII TEHNOLOGICI AI TRATAMENTULUI TERMIC

9.1. CICLOGRAMA TRATAMENTULUI TERMIC

Tratamentul termic are ca scop principal obținerea anumitor proprietăți fizice sau mecanice, prin modificările de structură. Modificările de structură se obțin prin operații de încălzire și răcire, după un anumit ciclu termic, funcție de natura constituentului structural ce urmează a se obține.

În principiu un tratament termic, necesită următoarele operații tehnologice: încălzirea cu o anumită viteză pînă la o temperatură optimă, menținerea la temperatura de încălzire și apoi răcirea, realizîndu-se un ciclu elementar (fig. 9.1). Viteza momentană de încălzire sau răcire se determină prin valoarea tangentei la curba de încălzire (tg α_1), respectiv răcire (tg α_2). Practic însă se lucrează cu valori medii ale acestor viteze, pentru a nu se produce degradări ale pieselor ca urmare a creșterii stărilor de tensiuni termice și structurale.

Natura metalului, tipul de tratament termic, natura mediului de încălzire sau răcire, dimensiunile și configurația produselor, pot influența ciclul de încălzire-răcire, obținîndu-se ciclograme complexe ca cele din figura 9.2.

Încălzirea în cuptoare electrice sau cu flacără, se realizează cu o anumită viteză medie, iar temperatura de încălzire a piesei oscilează în jurul temperaturii optime, răcirea făcîndu-se anizoterm (fig. 9.2, *a*) sau în trepte (fig. 9.2, *b*), utilizînd medii cu capacitate diferită de răcire (apă și ulei).

Încălzirea în cuptoare cu băi de săruri sau metale topite, cu viteze diferite de încălzire, cu sau fără menținere de uniformizare, iar răcirea făcîndu-se anizoterm (1), izoterm (2) sau în două medii din care unul este refrigerent (3), dă ciclograme cu aspectul din figura 9.2, *c* și *d*.

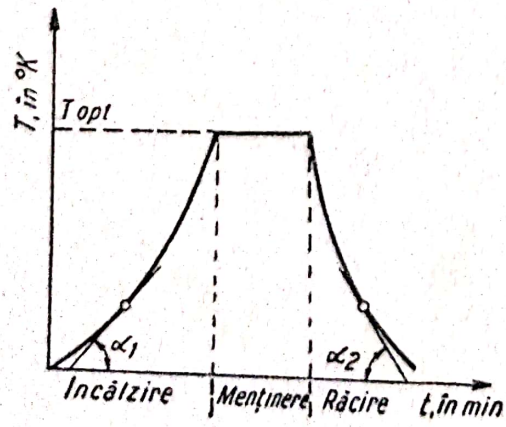


Fig. 9.1. Ciclogramă simplă de tratament termic.

9.2. TIPURI DE TRATAMENTE TERMICE

Complexitatea solicitărilor la care sînt supuse materialele în timpul exploatării impune ca acestea să aibă anumite structuri care să le confere cele mai favorabile proprietăți mecanice și o fiabilitate ridicată. De asemenea în multe situații materialele trebuie să prezinte o bună prelucrabilitate prin așchiere și o bună comportare la deformarea plastică ș.a.

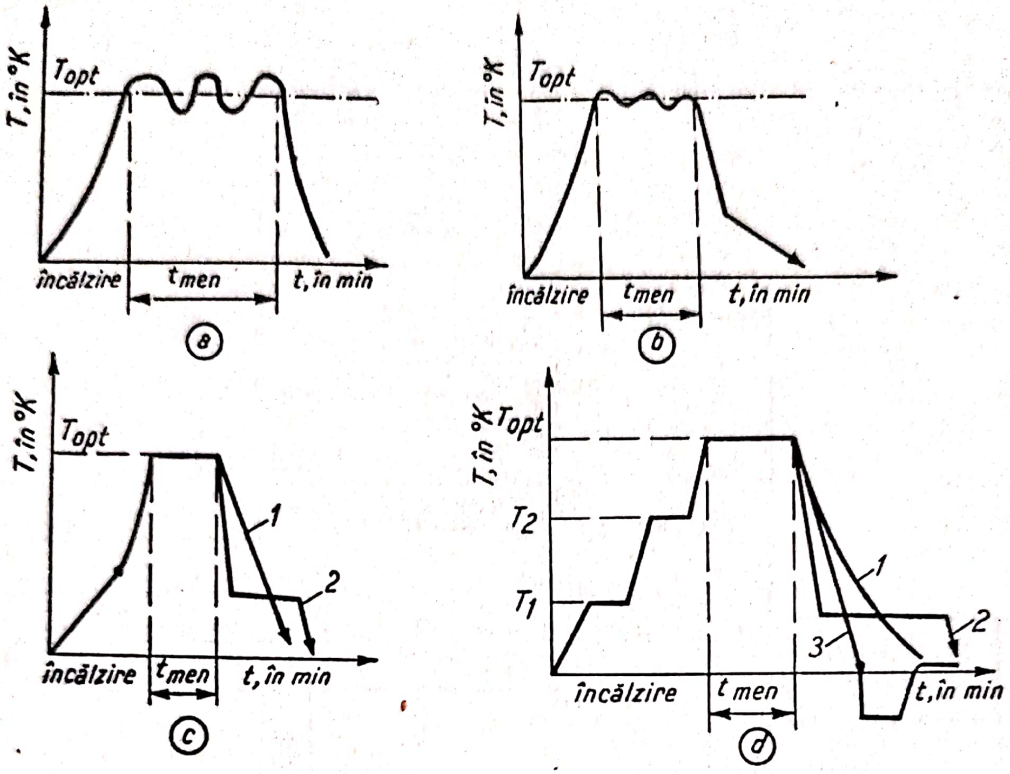


Fig. 9.2. Ciclograme complexe de tratament termic.

Rezolvarea acestui ansamblu de probleme, reclamă aplicarea unor tratamente termice specifice, ce se pot clasifica în modul următor (fig. 9.3) :

— tratamentul termic primar, are ca scop obținerea unor structuri care să confere materialului anumite proprietăți tehnologice sau anumite structuri favorabile aplicării tratamentelor termice secundare. Se realizează de obicei structuri care tind spre echilibru.

— tratamentul termic secundar are complexitate mare, se aplică materialului cu scopul de a obține o asociere favorabilă de proprietăți mecanice sau fizice. Prin acest tratament termic se obțin structuri ce tind în afara stării de echilibru.

9.3. ALEGEREA TEMPERATURII ȘI VITEZEI DE ÎNCĂLZIRE

Tipul tratamentului termic și natura materialului determină în ultimă instanță alegerea valorii vitezei de încălzire și a temperaturii de încălzire.

În cazul tratamentelor primare, prin care se urmărește omogenizarea chimică și structurală, precum și obținerea unor structuri de echilibru, viteza de încălzire are valori mici pentru a se asigura desăvîrșirea proceselor de difuziune. Valorile vitezei de încălzire în acest caz variază între 20 ... 200 °K/h.

În cazul tratamentelor termice secundare, alegerea vitezei de încălzire se face pe considerente economice și funcție de proprietățile mecanice sau fizice ce urmează a se obține. Din punctul de vedere al modificărilor structurale valoarea vitezei de încălzire nu prezintă importanță deosebită, dar ea poate influența rezistența la rupere, dilatația, deformația la cald a piesei, poate produce degradări ale materialului. Din aceste considerente viteza de încălzire

Scanned with OKEN Scanner

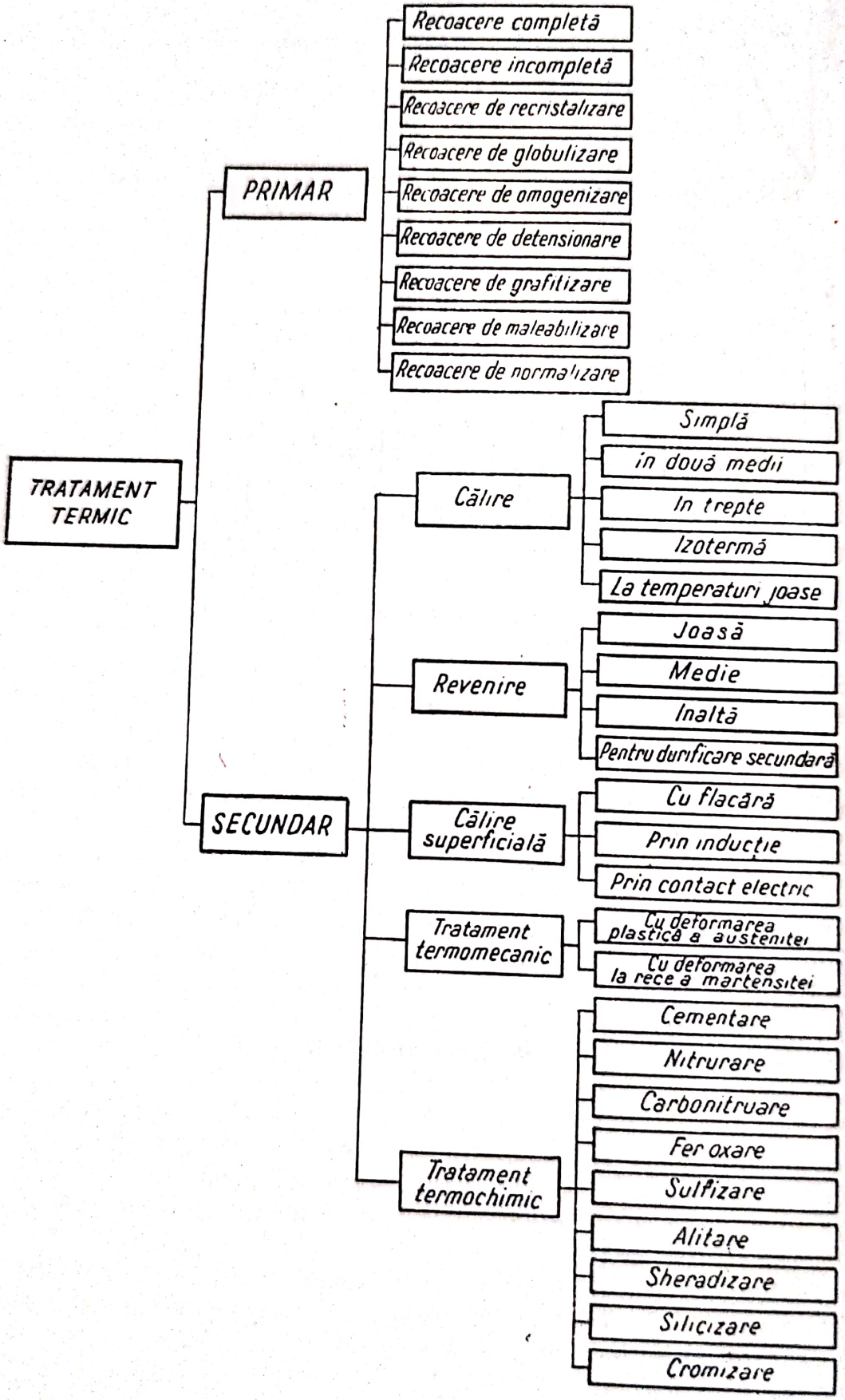


Fig. 9.3. Clasificarea tratamentelor termice.

Scanned with OKEN Scanner

pentru călirea integrală se alege ţinînd seama de conductivitatea termică a materialului, de dimensiunea şi complexitatea pieselor.

Valoarea vitezei de încălzire se calculează pornind de la formulele lui *M. T.* T a i ţ, care consideră că viteza de încălzire nu trebuie să producă tensiuni a căror valoare să depăşească rezistenţa admisibilă a materialului :

$$\sigma_1 = \frac{\beta E v_i r^2}{5{,}6\, a}, \ \frac{\text{daN}}{\text{mm}^2}, \text{ pentru piese cilindrice ;} \qquad (9.1)$$

$$\sigma_2 = \frac{\beta E v_i' h^2}{2{,}3\, a}, \ \frac{\text{daN}}{\text{mm}^2}, \text{ pentru piese cu secţiune pătrată} \qquad (9.2)$$

în care : β este coeficientul de dilataţie termică, 1/°K ; E — modul de elasticitate, daN/mm² ; v_i — viteza de încălzire, °K/s ; r şi h — dimensiunile pieselor, mm ; $a = \frac{\lambda}{c_p \gamma}$ — difuzibilitatea termică, a cărei valoare se determină în funcţie de caracteristicile termice şi fizice ale materialului, ţinînd seamă de temperatură.

Din relaţiile de mai sus se scoate valoarea vitezei de încălzire admiţînd valori pentru σ_1 şi σ_2, care să nu depăşească rezistenţa la rupere admisibilă a materialului.

$$v_i = \frac{5{,}6 \cdot \sigma_i a}{\beta E r^2}, \ °\text{K/s} ; \quad v_i' = \frac{2{,}2\, \sigma_2 a}{\beta E h^2}, \ °\text{K/s}. \qquad (9.3)$$

Valorile vitezei de încălzire obţinute cu aceste relaţii sînt orientative. Se recomandă ca pentru fiecare oţel să se facă în prealabil o verificare practică privind valoarea optimă a vitezei de încălzire.

Temperatura de încălzire se alege după tipul tratamentului termic şi natura materialului în majoritatea cazurilor, cu scopul de a asigura punerea în soluţie a componentelor sau de a activiza procesele de difuziune. La fiecare tip de tratament termic, temperatura de încălzire, trebuie să asigure obţinerea unei anumite structuri favorabile transformărilor ulterioare. Cunoscînd tipul de tratament termic, temperatura de încălzire se determină luînd în considerare compoziţia chimică a materialului.

Pentru determinarea temperaturii optime de încălzire la tratamentele termice, cu transformări de faze, există mai multe posibilităţi şi anume :

— determinarea experimentală prin căliri succesive. Din materialul de cercetat se confecţionează epruvete de dimensiuni mici (10×20 mm) şi se supun încălzirii la temperaturi sub punctul critic de transformare şi peste acesta (din 20 în 20 °K), făcînd apoi răcirea în acelaşi mediu ce asigură structuri în afară de echilibru. Se măsoară duritaţile probelor şi se trasează graficul $H = f(T_{înc})$, ce poate avea forma din figura 9.4. Temperatura optimă de încălzire corespunde maximului curbei de duritate. Intervalul temperaturii de încălzire va fi dat de un ecart de ±20° faţă de temperatura corespunzătoare durităţii maxime. Este o metodă laborioasă, dar dă rezultate foarte bune ;

— alegerea temperaturii de încălzire în funcţie de punctele critice ale transformării de fază. În acest scop se face determinarea punctelor critice

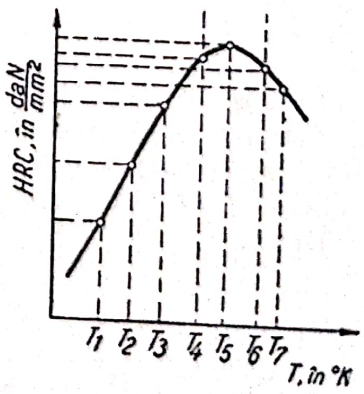


Fig. 9.4. Variaţia durităţii cu temperatura de călire.

prin analiză dilatometrică, termică, magnetică şi temperatura optimă va fi cu 20 ... 30 °K peste punctul critic de transformare. Determinarea temperaturii punctelor critice se poate face şi prin calcul, cu relaţiile (7.2);

— folosirea valorilor temperaturii de încălzire recomandate de standarde, norme interne sau de diagramele la răcirea izotermă sau anizotermă pentru materialul cercetat;

— alegerea temperaturilor optime de încălzire funcţie de liniile de echilibru ale diagramelor binare sau pseudobinare. Pentru a se mări precizia se recomandă să se folosească conţinutul echivalent în unul din componentele diagramei. De exemplu, pentru oţeluri se recomandă să se ia în considerare carbonul echivalent. Valorile punctelor critice obţinute prin intersecţia concentraţiilor cu liniile de echilibru se majorează cu 50...70 °K, pentru a avea siguranţa că încălzirea s-a făcut în domeniul structural impus.

Dintre toate aceste posibilităţi se apreciază că metoda călirii succesive dă cele mai bune rezultate (de fapt prezentarea posibilităţilor de alegere a temperaturii de încălzire s-a făcut în ordinea descreşterii preciziei lor). Temperatura instalaţiei de încălzire va fi mai mare decît temperatura optimă de încălzire a piesei cu 20...30 °K.

9.4. INTERACŢIUNEA METAL-MEDIU DE ÎNCĂLZIRE

9.4.1. Transmiterea căldurii de la agentul termic la material

Încălzirea pieselor pentru tratamente termice se poate face în cuptoare cu flacără, cuptoare electrice, cuptoare cu băi de săruri sau metale topite, şi superficial cu energii concentrate. În fiecare din aceste instalaţii se creează atmosfere de lucru specifice care au un dublu rol: agent termic şi agent chimic.

Atmosfera de lucru ca agent termic are rolul de a transmite căldura materialului spre a-l încălzi la temperatura necesară tratamentului termic.

În cuptoarele cu flacără şi cele electrice mediul de încălzire este format din gaze de ardere, vapori de apă, aer, realizîndu-se transmiterea căldurii prin convecţie şi radiaţie.

Cantitatea de căldură transmisă prin convecţie pentru încălzirea materialului de la T_1 la T_2 se calculează cu relaţia:

$$Q_c = \alpha_c A (T_1 - T_2), \quad \frac{\text{kcal}}{h}, \tag{9.4}$$

în care: α_c este coeficient de transmitere a căldurii prin convecţie, Kcal/m²h°K; A — suprafaţa materialului supus încălzirii, m^2; T_2 şi T_1 — temperaturi finale, respectiv iniţiale ale materialului, °K.

Coeficientul de transmitere a căldurii prin convecţie se determină cu o relaţie de tipul:

$$\alpha_c = K_1 + K_2 v_g, \tag{9.5}$$

în care: $K_1=5$ şi $K_2=3{,}4$ sînt coeficienţi ce nu depind de temperatură; v_g — viteza gazelor, m/s.

De obicei, pentru condiţiile concrete din instalaţiile de încălzire se folosesc valori pentru α_c luate din tabele. Pentru viteze de 2...3 m/s a agentului termic,

Scanned with OKEN Scanner

$\alpha_c = 15$ kcal/m²hgrd indiferent de temperatură. Pe măsură ce creşte viteza de deplasare a agentului termic creşte şi valoarea lui α_c.

Cantitatea de căldură transmisă prin radiaţie de la solid la solid se calculează cu relaţia simplificată :

$$Q_r = K_r A \left[\left(\frac{T_1}{100}\right)^4 - \left(\frac{T_2}{100}\right)^4\right], \ \frac{\text{kcal}}{h}, \quad (9.6)$$

în care : K este constanta de radiaţie a materialului supus încălzirii, kcal/m²hgrd, ce ţine seama de puterea de emisie a corpului negru şi a corpurilor supuse încălzirii ; A — suprafaţa materialului supus încălzirii, m² ; T_1 şi T_2 — temperaturile suprafeţelor ce emit, respectiv recepţionează căldura transmisă prin radiaţie, °K.

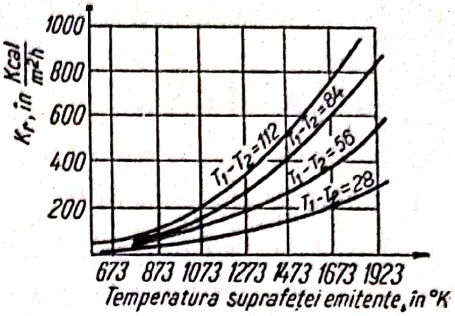


Fig. 9.5. Valoarea lui K_r funcţie de temperatura suprafeţei emitentă şi a diferenţei de temperatură $T_1 - T_2$.

Se precizează că valoarea constantei de radiaţie K_r depinde de temperatura suprafeţei emitente T_1 şi de temperatura suprafeţei materialului T_2. Viteza de transmisie a căldurii prin radiaţie în funcţie de temperatură este prezentată în figura 9.5.

Dat fiind faptul că încălzirea materialului are loc atît prin convecţie cît şi prin radiaţie, atunci se va adopta un coeficient mediu de transmitere a căldurii :

$$\alpha_m = K\left(\frac{T_1}{100}\right)^3 + 15, \ \frac{\text{kcal}}{m^2 h}. \quad (9.7)$$

Valoarea coeficientului K va fi 0,09 pentru încălzirea în cuptoare cu gaze ; 0,075 pentru încălzirea în cuptoare electrice ; 0,05 pentru încălzirea în cuptoare cu atmosfere controlate.

Dacă încălzirea materialului se face în băi de săruri sau metale topite, transmiterea căldurii are loc prin conducţie, convecţie şi radiaţie. Coeficientul global de transmitere a căldurii în acest caz va fi :

$$\alpha_b = \alpha_0 + K_1 (T_u - T_f), \ \text{kcal/m²hgrd}, \quad (9.8)$$

în care : α_0 este coeficient de transmiterea căldurii la temperatura de topire a mediului T_f ; T_u — temperatura de utilizare a băii ; K_1 — coeficient de multiplicare. Valorile lui α_0 şi K sînt date în tabelul 9.1 pentru unele băi de săruri topite.

Valorile lui α_0 şi K pentru încălzirea în băi de săruri *Tabelul 9.1*

Baia de săruri	T_f, °K	α_0, kcal/m²hgrd	K	Domeniul temperaturii de folosire
$NaNO_2$	557	200	1,5	623...973
$NaNO_3$	590			623...973
x% $NaNO_2$ + y% $NaNO_3$	413...493			473...823
SR 140	413			433...773
SR 220	493			573...823
NaCl	1 081	200	0,75	1 123...1 373
KCl	998		1,5	1 023...1 323
x% NaCl + y% KCl	773...973	250	2	823...1 173
SC 430	703			753...1 023
SC 630	903			973...1 223
SC 960	1 233		2,5	1 323...1 573

Scanned with OKEN Scanner

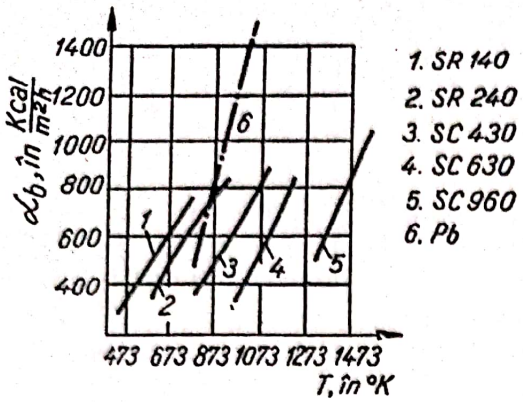


Fig. 9.6. Valorile coeficientului α_b pentru încălzirea în băi de săruri sau de metale topite.

Orientativ pentru calculul încălzirii în băi de săruri sau metale topite se recomandă folosirea coeficienţilor α_b din figura 9.6, admiţînd că materialele sînt uşor oxidate. În cazul cînd oxidarea este mai puternică trebuie să se ţină seama şi de căldura degajată prin reacţia de oxidare.

9.4.2. Reacţii chimice ale agentului termic cu materialul

În atmosfera de lucru a cuptoarelor pentru încălzirea materialului sînt prezente gazele: CO, CO_2, O_2, H_2O, H_2, N_2, hidrocarburi nearse sau produse de descompunere ale acestora (C_nH_m).

Ecuaţia generală a arderii pentru $0{,}25<\alpha<1$ are forma:

$$CH_4+2\alpha\,(O_2+3{,}76\,N_2)=a\,CO+b\,CO_2+c\,H_2+d\,H_2O+e\,CH_4+f\,C+7{,}52\alpha N_2, \quad (9.9)$$

în care: α este coeficient de consum de aer; a, b, c, d, e — concentraţiile gazelor de ardere, m^3/m^3; f — cantitatea de carbon depus sub formă de funingine, kg/m^3 gaz ars.

În funcţie de α şi de raportul aer/gaz $=9{,}52\,\alpha$ şi pentru $\alpha>0{,}25$, cînd practic nu-i posibilă formarea funinginei, ecuaţia generală a arderii va avea forma:

$$CH_2+2\alpha\,(O_2+3{,}76N_2)=\frac{4\alpha-1}{3}(CO_2+2H_2O)+\frac{4\,(1-\alpha)}{3}(CO+2H_2)+$$
$$+7{,}52\alpha N_2, \quad (9.10)$$

care reprezentată grafic (fig. 9.7) permite determinarea gazelor de ardere ale metanului. Compoziţia acestor gaze nu depinde practic de temperatură, ci de umiditatea materialului şi a capacităţii cuptoarelor. Unele gaze au acţiune oxidantă (O_2, H_2O, CO_2) sau reducătoare (H_2, CO) asupra materialului supus încălzirii (iar în cazul aliajelor feroase, au acţiune de decarburare respectiv cementare). Compoziţia gazelor de ardere depinde de α şi în consecinţă, valoarea acestui coeficient influenţează capacitatea de oxidare-reducere, respectiv carburare-decarburare a atmosferei de lucru.

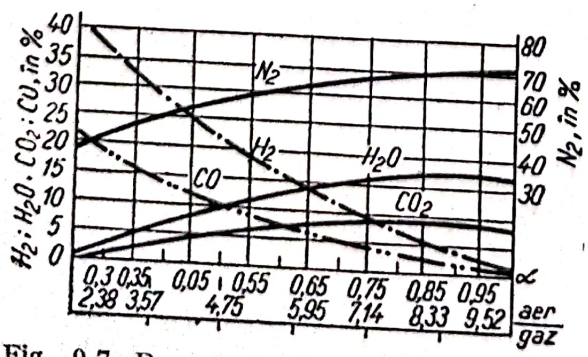


Fig. 9.7. Reprezentarea grafică a ecuaţiei generale a arderii gazului metan.

9.4.2.1. **Oxidarea materialului în timpul încălzirii.** Între gazele de ardere şi materialul supus încălzirii pot apare reacţii de tipul:

$$M_x+O_2\leftrightarrows M_yO_2$$
$$M_x+H_2O\leftrightarrows M_yO+H_2 \quad (9.11)$$
$$M_x+CO_2\leftrightarrows M_yO+CO.$$

Scanned with OKEN Scanner

Reacţia oxigenului cu metalul, are loc în special în cazul încălzirii în cuptoare electrice sau dacă arderea gazului are loc cu exces de oxigen ($\alpha > 1$).

Oxidarea materialului supus încălzirii depinde de *natura metalului* (exprimată prin temperatura de formare, respectiv de disociere a oxidului) de *temperatură* şi de *proporţia gazelor* existente (exprimată prin raportul între gazele oxidante şi reducătoare). Termodinamica oxidării scoate în evidenţă faptul că la $T_{inc} > 1\,273$ °K, oxidarea elementelor are loc în următoarea ordine : Cu, Ni, Mo, W, Fe, Cr, Mn, Si, V, Al, Ti. Iniţial, datorită reacţiei chimice a metalului cu mediul oxidant se formează un strat de oxizi (ţunder) de compactitatea şi aderenţa căruia depinde în continuare procesul de oxidare. Prin porozităţile acestui strat sau printr-un proces de difuziune atomii de oxigen ajung din nou în contact cu metalul şi se formează noi oxizi. Din diagrama de echilibru Fe-O (fig. 7.24) rezultă clar că la $T_{inc} < 843$ °K structura stratului de oxizi este formată din : Fe_2O_3 şi Fe_3O_4. La temperaturi mai mari structura stratului de oxizi va fi formată din Fe_2O_3, Fe_3O_4 şi FeO şi pe grosimea stratului aceştia stau în raportul 1 : 10 : 100.

Aşadar viteza de oxidare a Fe creşte mult cu temperatura atît datorită activizării proceselor de difuziune cît şi prin formarea oxidului feros. Dacă aliajul conţine elemente ca Cr, Mn, Si, V, Al, Ti etc. se vor forma oxizii acestora în locul oxidului feros şi viteza oxidării este mai mică.

Pentru ca o atmosferă de încălzire să nu aibă acţiune oxidantă trebuie să existe un raport favorabil între gazele reducătoare şi cele oxidante (fig. 9.8). Pentru temperaturi de încălzire ale oţelurilor supuse tratamentelor termice trebuie ca în atmosferă de lucru $CO/CO_2 \geqslant 2{,}5$, iar $H_2/H_2O \geqslant 10$, ca să nu aibă loc oxidarea (fig. 9.8). Raportul $CO/CO_2 \geqslant 2{,}5$ se obţine atunci cînd la arderea gazului metan $\alpha \leqslant 0{,}47$, iar pentru $H_2/H_2O < 2{,}5$ şi $\alpha \leqslant 0{,}47$ gazele arse sînt oxidante pînă la temperatura de 923 °K din cauza vaporilor de apă. La arderea parţială a gazului metan cu $\alpha \leqslant 0{,}5$ atmosfera de lucru nu este oxidantă în intervalul de temperaturi de 923...1 273 °K. La temperaturi mai joase raportul H_2/H_2O este defavorabil, iar la temperaturi mai înalte raportul CO/CO_2 este defavorabil, adică are loc oxidarea datorită vaporilor de apă, respectiv a bioxidului de carbon.

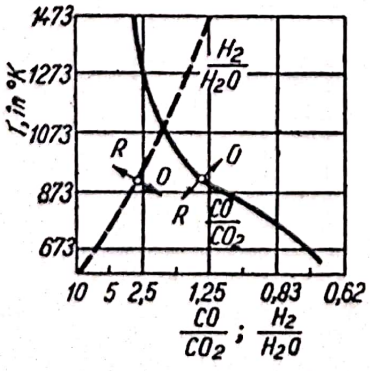


Fig. 9.8. Raportul dintre gazele oxidante şi reducătoare pentru diferite temperaturi de încălzire.

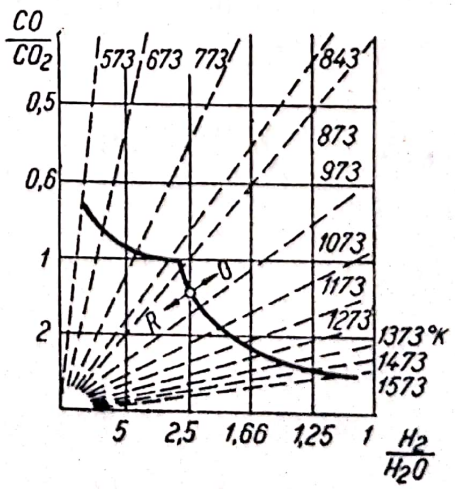


Fig. 9.9. Influenţa gazelor $CO-CO_2$, H_2-H_2O şi a temperaturii de încălzire asupra oxidării sau reducerii.

Scanned with OKEN Scanner

Dat fiind faptul că în atmosfera de lucru a cuptorului cu flacără sînt prezente concomitent gazele CO, CO_2, H_2, H_2O, atunci ca să nu aibă loc oxidarea trebuiesc îndeplinite condițiile arătate în figura 9.9. Atmosfera de lucru nu va fi oxidantă la $T_{inc} > 923$ °K, dacă $CO/CO_2 \geq 1{,}25$ și $H_2/H_2O \geq 2{,}5$, lucru ce se poate realiza relativ ușor (avînd un $\alpha \leq 0{,}47$) folosind arzătoare speciale la care se poate regla consumul de aer.

Oxidarea este influențată și de durata încălzirii, în sensul că pe măsura creșterii duratei apare o creștere a oxidării, lucru ilustrat în figura 9.10. Creșterea conținutului în C la oțelurile carbon obișnuite le mărește rezistența la oxidare. Elementele de aliere ca W, Cr, Mo, V din oțelul rapid micșorează rezistența la oxidare a oțelului (fig. 9.10).

Viteza oxidării este micșorată de elementele de aliere cu afinitate mare pentru oxigen Cr, Ti, Al, Si etc. și este mărită de către elementele de aliere cu afinitate mai mică față de oxigen (Ni, Cu), datorită în special a naturii oxizilor și a gradului lor de aderență și compactitate (fig. 9.11).

Din cele expuse se apreciază că oxidarea în timpul încălzirii depinde de: compoziția atmosferei de lucru, de temperatura și durata încălzirii, de compoziția chimică a materialului și de natura și gradul de compactitate și aderență a oxizilor formați la suprafața materialului.

Protecția materialului împotriva oxidării se face folosind compoziții adecvate ale atmosferei de încălzire în sensul celor atătate mai sus, sau se face împachetarea materialului în șpan de fontă sau paste protectoare, ori se recurge la crearea unei atmosfere de gaze neutre (azot, argon, heliu, hidrogen etc.). Dacă se face încălzirea în băi de săruri sau metale topite, ori prin energii concentrate, în special curenți induși de înaltă frecvență, atunci se obțin oxidări minime, în special datorită timpului mic de încălzire.

9.4.2.2. **Decarburarea oțelurilor și fontelor în timpul încălzirii.** În oțeluri și fonte, carbonul se află fie dizolvat în formele alotropice ale Fe, formînd soluții solide de inserție, ferita sau austenita, fie sub formă de combinații chimice, formînd cementita (Fe_3C) sau carbura ε (Fe_2C), fie sub formă liberă, grafit.

În timpul încălzirii apar reacții chimice între gazele componente ale atmosferei de lucru și C, producîndu-se *decarburarea* materialului. În anumite condiții gazele atmosferei de lucru, reacționează cu soluțiile solide și straturile super-

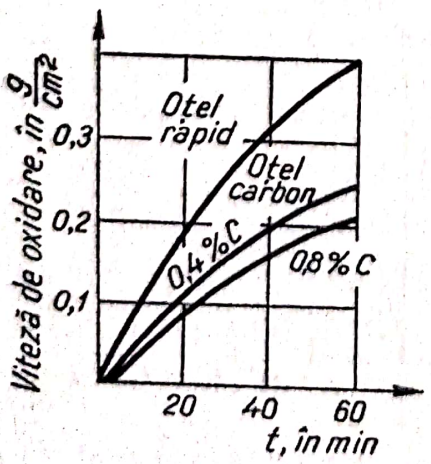


Fig. 9.10. Efectul duratei încălzirii asupra vitezei de oxidare a diverselor oțeluri.

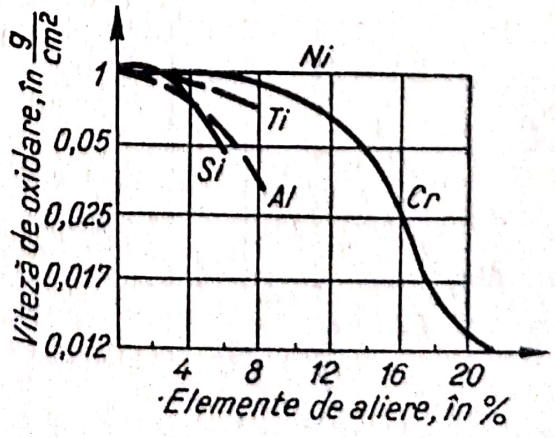


Fig. 9.11. Influența elementelor de aliere asupra vitezei de oxidare.

Scanned with OKEN Scanner

ficiale se îmbogăţesc în anumite elemente, de exemplu în C şi are loc *carburarea* materialului.

Produsele arderii sau atmosfera de lucru din cuptoarele electrice reacţionează cu C dizolvat în austenită C_A şi are loc decarburarea aliajelor feroase :

$$\begin{aligned} &C_A + \frac{1}{2}\,O_2 \rightleftarrows CO \\ &C_A + CO_2 \rightleftarrows 2\,CO \\ &C_A + H_2O \rightleftarrows CO + H_2 \\ &C_A + 2H_2 \rightleftarrows CH_4. \end{aligned} \qquad (9.12)$$

Reacţiile (9.12) se pot produce fie în sensul decarburării, fie în sensul carburării materialului încălzit, sensul lor fiind determinat de valoarea rapoartelor $\frac{CO}{CO_2}$, $\frac{H_2}{H_2O}$ şi $\frac{H_2}{CH_4}$. Valoarea acestor rapoarte se determină din constantele de echilibru ale acestor gaze cu aliajul metalic. De exemplu pentru CO/CO_2 şi carbonul din oţel, curbele de echilibru au alura din figura 9.12. Curba de echilibru XY (fig. 9.12) se realizează între CO/CO_2 şi Fe şi dă indicaţii asupra oxidării O sau reducerii oxizilor R. Curba de echilibru AB (fig. 9.12) se realizează între CO/CO_2 şi aliajul Fe-C şi delimitează domenii de carburare C sau de decarburare D. Pentru a se evita decarburarea oţelului trebuie să se aleagă un raport convenabil de CO/CO_2 şi să se ţină seama de temperatura de încălzire şi de concentraţia în C a oţelului. De exemplu la $T_{inc}=1\,173$ °K raportul $CO/CO_2=5$ acţionează în sensul decarburării oţelurilor cu peste 0,4% C şi în sensul carburării oţelurilor ce au sub 0,4% C.

Dacă în atmosfera de lucru se află amestecul de gaze H_2/CH_4, acţiunea lui carburantă sau decarburantă se poate stabili pe baza curbelor de echilibru din figura 9.13.

Se observă că pe măsura creşterii conţinutului în C sau la ridicarea temperaturii, atmosfera capătă caracter neutru, dacă H_2/CH_4 scade. Pentru $T_{inc}=1\,173$ °K şi $H_2/CH_4 \leqslant 50$, atmosfera de lucru va produce carburarea oţelului cu conţinut sub 0,6% C şi va decarbura oţelurile cu conţinut mai ridicat în carbon.

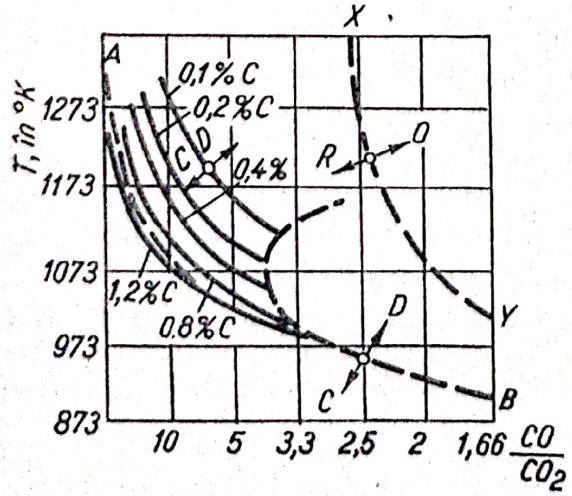


Fig. 9.12. Curbele de echilibru CO/CO_2 şi oţel pentru diferite temperaturi de încălzire.

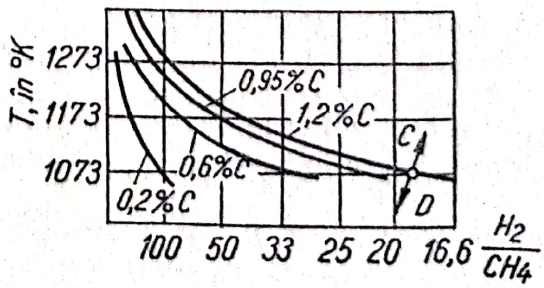


Fig. 9.13. Curbele de echilibru H_2/CH_4 şi oţel pentru diferite temperaturi de încălzire.

Din cele analizate rezultă că decarburarea oţelurilor şi fontelor depinde de raportul dintre gazele reducătoare şi oxidante CO/CO_2, H_2/H_2O etc., de activitatea C din austenită a_c şi de temperatura de încălzire.

Valoarea coeficientului presiunilor parţiale ale gazelor din atmosfera de lucru r se determină cu o relaţie de tipul :

$$\lg r = -\frac{8\,790}{T} + 9 + \lg a_c. \tag{9.13}$$

Activitatea C în austenită a_c este influenţată de elementele de aliere ale oţelului. Pentru oţeluri aliate activitatea C în austenită se apreciază prin relaţia :

$$a_c^E = \frac{a_c^{E_1} a_c^{E_2} \dots a_c^{E_i}}{(a_c)^{i-1}}, \tag{9.14}$$

în care : a_c^E este activitatea C în austenita aliată ; $a_c^{E_1} \dots a_c^{E_i}$ – activitatea C pentru elementul de aliere ; i – numărul de elemente de aliere. Valorile lui $a_c^{E_i}$ şi ale lui a_c se determină din diagrame, tabele, din lucrări de specialitate.

Se precizează că elementele de aliere care măresc activitatea C în austenită (Ni, Si, Co, Cu, Al, N) reduc conţinutul în C al oţelului aliat şi favorizează decarburarea. Elementele ce au afinitate pentru C şi formează fie cementite aliate, fie carburi complexe micşorează activitatea C în austenită şi în consecinţă măresc rezistenţa la decarburare (W, V, Ti, Cr).

Adîncimea de decarburare depinde de activitatea C în austenită, respectiv de coeficientul de difuziune al C şi de durata încălzirii. Coeficientul de difuziune se determină prin legea lui F i c k (v. cap. 13) $D = Ae^{-\frac{Q}{RT}}$, adică este puternic influenţat de temperatura de încălzire.

Valoarea adîncimii de decarburare se determină în primă aproximaţie cu relaţia :

$$x = \sqrt{2\,D\,t}, \text{ mm}. \tag{9.15}$$

Ştiind că coeficientul de difuziune al C în austenită are valoarea :

$$D = (0{,}07 + 0{,}06\ \text{C})\, e^{-\frac{16\,100}{T}}, \tag{9.16}$$

atunci decarburarea în unitatea de timp Δt se determină cu relaţia :

$$\Delta x = \sqrt{2\left[0{,}07 + 0{,}06\left(\frac{C_0 + C_s}{2}\right)\right] e^{-\frac{16\,100}{T}} \Delta t}, \text{ cm}, \tag{9.17}$$

în care : C_0 este conţinutul iniţial în C al oţelului ; C_s – conţinutul în C al stratului superficial după o perioadă de încălzire Δt la temperatura T.

În primă aproximaţie se admite că $C_s = 0{,}2\ C_0$ după $\Delta t = 3\,600$ s. De exemplu un oţel cu 1% C fiind încălzit timp de 3 ore la 1 073 °K în atmosferă decarburantă, va prezenta un strat decarburat pe o grosime de 0,45 mm de la suprafaţă.

$$\Delta x = \sqrt{2\left[0{,}07 + 0{,}06\left(\frac{1 + 0{,}2}{2}\right)\right] e^{-\frac{16\,100}{1\,073}} 3\,600} = 0{,}015 \text{ cm};$$

$$x = 3\,\Delta x = 0{,}45 \text{ mm}.$$

Scanned with OKEN Scanner

Pentru ca atmosfera de lucru să nu producă degradarea pieselor prin decarburare va trebui să aibă un caracter neutru, adică să se stabilească funcție de temperatura de încălzire și compoziția chimică a materialului valorile corespunzătoare ale gazelor din atmosfera de lucru. De asemenea, ca și la protecția împotriva oxidării se pot utiliza atmosfere din gaze inerte, protejări ale suprafețelor prin împachetare ș.a.

Aprecierea adîncimii stratului decarburat se poate face prin analiză chimică, analiză spectrală sau analiză metalografică. Rezultate bune se obțin dacă se face analiza chimică pe grosime a șpanului ridicat succesiv din 0,1 în 0,1 mm pe grosimea piesei.

9.5. DURATA ÎNCĂLZIRII ȘI MENȚINERII LA TEMPERATURA DE ÎNCĂLZIRE

Din ciclograma tratamentului termic rezultă că este necesară o perioadă de timp pentru încălzire, perioadă în care suprafața piesei atinge temperatura impusă și apoi trebuie făcută o uniformizare pe secțiunea piesei, adică se necesită un timp de menținere. În cursul menținerii la temperatura de încălzire, au loc și transformările structurale necesare, adică timpul necesar desfășurării cît mai complete a transformărilor de fază.

După încălzirea la temperatura prescrisă se succed două fenomene: dizolvarea elementelor și apoi omogenizarea austenitei. Punerea în soluție a C se realizează în cîteva secunde la temperaturi ce depășesc puțin Ac_3 și în cîteva fracțiuni de secundă dacă temperatura este Ac_3+100 °K. În cazul altor componente dizolvarea diferă, astfel Ni se dizolvă foarte repede, iar Cr necesită o durată mai mare pentru dizolvare, dat fiind faptul că formează carburi complexe.

Difuziunea elementelor este mult mai lentă decît punerea lor în soluție, fapt care face ca durata de menținere să crească funcție de coeficientul de difuziune caracteristic.

9.5.1. Determinarea prin calcul a duratei de încălzire

Durata încălzirii poate fi determinată prin calcul ținînd seama de caracteristicile termice și dimensionale ale piesei.

Socotind că trebuie încălzită o piesă cilindrică ce are diametrul D și lungimea infinită, durata de încălzire se calculează pornind de la ecuația diferențială a conductivității termice:

$$\frac{\partial T_x}{\partial l} = a\left(\frac{\partial^2 T_x}{\partial x^2} + \frac{1}{x}\frac{\partial T_x}{\partial x}\right), \qquad (9.18)$$

în care: T_x este temperatura punctului considerat, °K; x – distanța de la suprafața piesei; l – durata încălzirii pînă la temperatura T_x. Pentru condițiile limită, în baza legii lui Newton $\lambda\frac{\partial T_x}{\partial x} = \alpha(T_m - T_s)$ și pentru T_0=con-

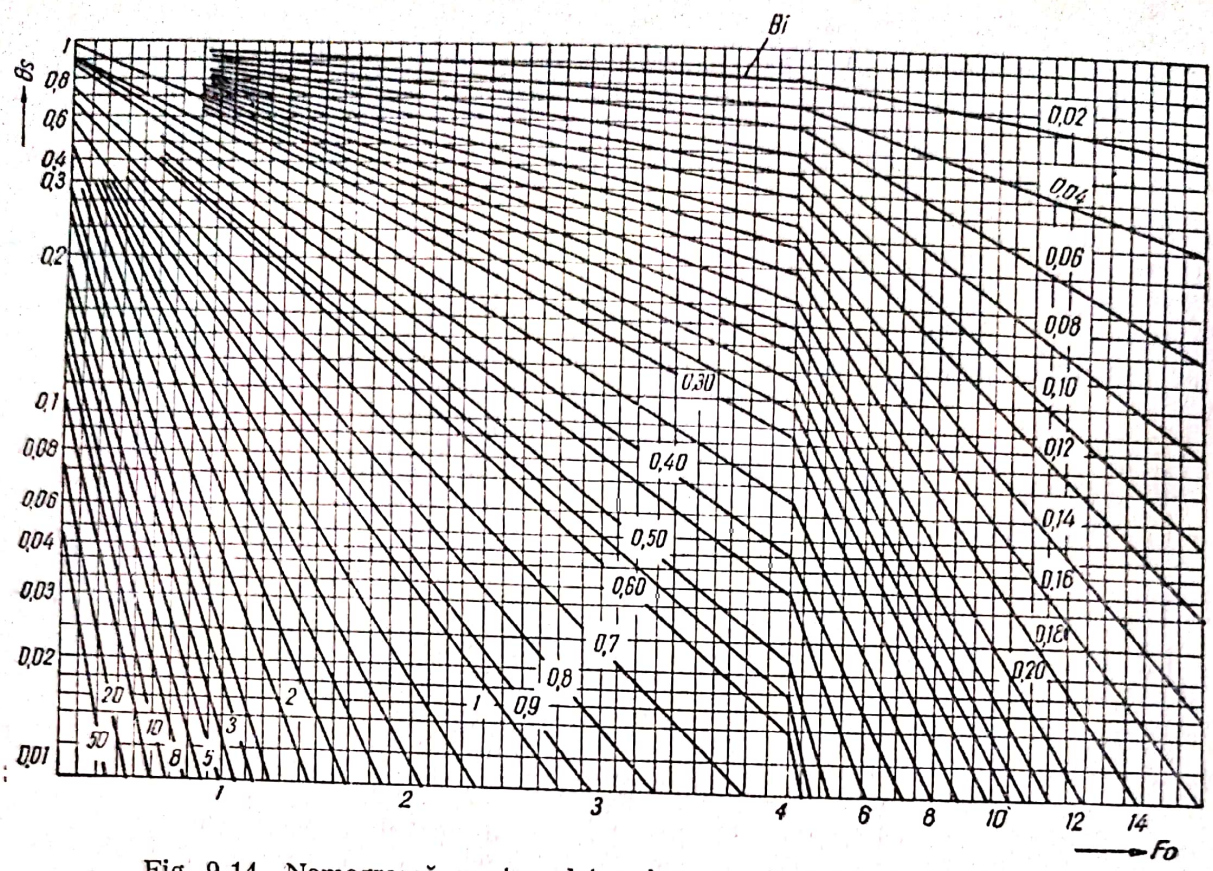


Fig. 9.14. Nomogramă pentru determinarea criteriului $\theta_s = f(B_i, F_0)$.

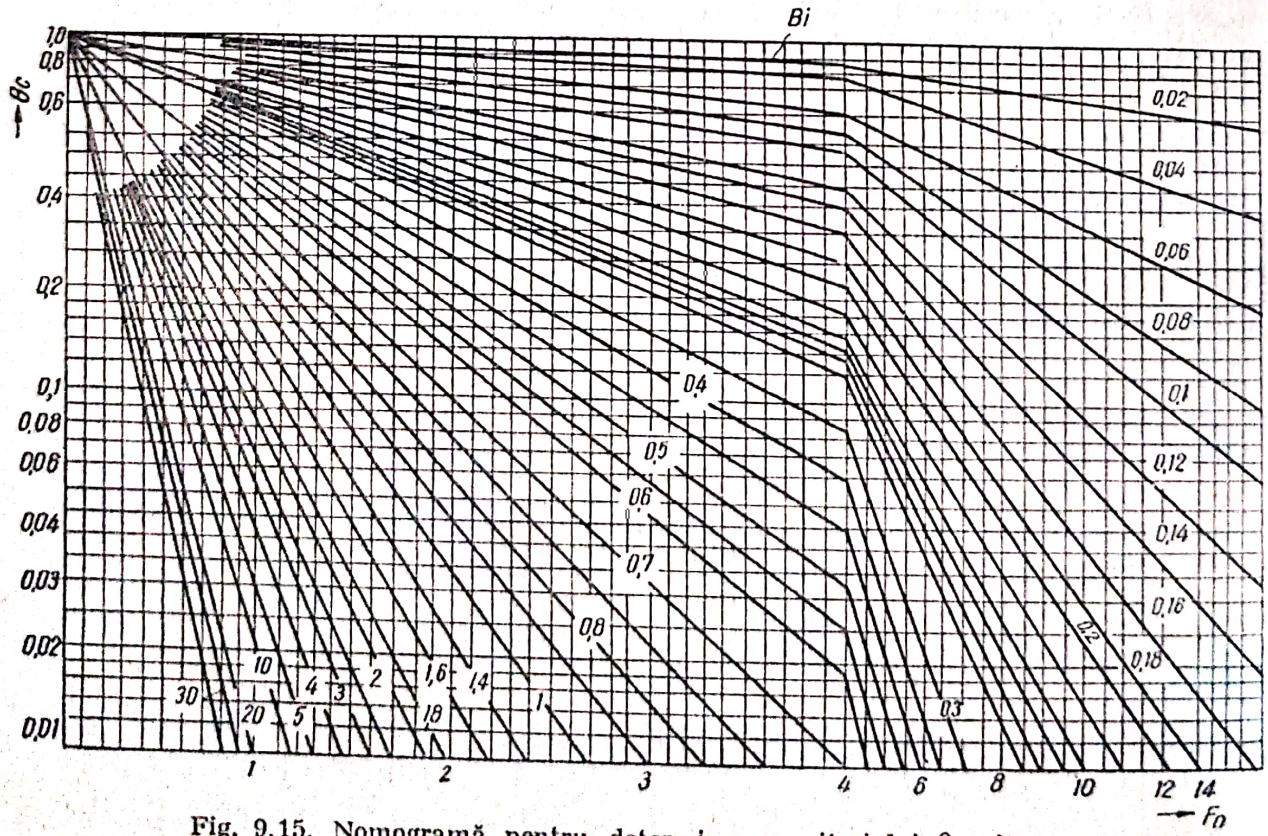


Fig. 9.15. Nomogramă pentru determinarea criteriului $\theta_c = f(B_i, F_0)$.

stant, condiția inițială, soluția ecuației diferențiale a conductivității termice se obține sub forma unei serii infinite :

$$\frac{T_m - T_x}{T_m - T_0} = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2}{\mu_n} \frac{I_1 \mu_n}{I^2_0 \mu_n + I^2_1 \mu_n} I_0 \left(\mu_n + \frac{x}{R}\right) e^{-\mu_n F_0}, \qquad (9.19)$$

I_0, I_1 fiind funcții B e s s e l de ordinul zero și întîi. Sub formă criterială soluția ecuației (9.18) va fi de forma :

$$\frac{T_m - T_x}{T_m - T_0} = f\left(B_i, F_0, \frac{x}{R}\right) = \theta. \qquad (9.20)$$

Criteriul B i o t exprimă dependența temperaturii de dimensiunile liniare ale corpului și de condițiile de transmitere a căldurii :

$$B_i = \frac{\alpha R}{\lambda}, \qquad (9.21)$$

în care : α este coeficient de transmitere a căldurii, kcal/m² h grd ; λ — conductivitatea termică, kcal/mhgrd ; R — raza piesei, m.

Criteriul F o u r i é exprimă dependența temperaturii de timp, dar conține și dimensiunile piesei. Criteriul dă o dependență inversă foarte pronunțată a temperaturii de dimensiunile piesei, fapt care constituie un mare neajuns.

$$F_0 = \frac{at}{R^2}. \qquad (9.22)$$

Dînd lui x diferite valori se poate calcula valoarea temperaturii pentru orice punct al piesei. Astfel în cazurile limită : $x = R$ se calculează temperatura suprafeței, iar pentru $x = 0$ se calculează temperatura miezului piesei :

$$T_s = T_m - \theta_s (T_m - T_0), \quad °K - \text{temperatura suprafeței ;}$$

$$T_c = T_m - \theta_c (T_m - T_0), \quad °K - \text{temperatura miezului,} \qquad (9.23)$$

unde : T_m este temperatura mediului de încălzire ; T_0 — temperatura inițială a încărcăturii ; θ_s și θ_c — criteriile de temperatură ale suprafeței, respectiv ale miezului piesei, calculate în funcție de criteriile B i o t și F o u r i é.

Valorile criteriilor de temperatură θ_s și θ_c se obțin fie analitic, fie din nomograme (fig. 9.14 și 9.15).

Calculul criteriilor B i o t și F o u r i é se face luînd în considerare caracteristicile fizice, dimensiunile materialului și timpul după care urmează a se cunoaște valoarea temperaturii.

Transmiterea de căldură de la mediu la piesă se realizează prin convecție și radiație, coeficientul global de transmitere al căldurii avînd valori medii : $\alpha = 130$ kcal/m²h pentru încălzirea în aer sau gaze de ardere, în intervalul de temperaturi de 1 023 ... 1 223 °K ; $\alpha = 80$ kcal/m²h pentru aceleași medii de încălzire la temperaturile de 823 ... 973 °K și $\alpha = 100$ kcal/m²h pentru încălzirea în băi de săruri, în intervalul de temperaturi de 1 473 ... 1 573 °K.

Pentru calcule mai precise se recomandă valorile lui α din anexa 1.

Scanned with OKEN Scanner

Valorile coeficienților (α) de transmiterea căldurii

1. Cuptoare cu flacără $T_{cuptor}=T_{înc}+10\ldots30\ °K$

Temperatura materialului	α, Kcal/m²hgrd.			
	T_{cuptor} 1 173	1 273	1 373	1 473
273	200	230	260	380
473	190	220	250	365
673	180	210	240	350
873	165	195	230	340
1 073	155	185	220	325
1 273	—	170	210	315
1 473	—	—	—	30

2. Coeficientul de transmiterea căldurii în cazul încălzirii în cuptoare electrice se determină cu relația:

$$\alpha=0{,}03\ k\left(\frac{T}{100}\right)^3+10\ldots15\ ;\ K=0{,}075\ ;\ T=\text{temperatura cuptorului.}$$

Conductivitatea termică $\lambda=30$ kcal/mgrdh pentru structură austenitică (v. anexa 2).

În cazul încălzirii în cuptoare la care temperatura nu este constantă în toate zonele, se va lucra pentru fiecare zonă cu valoarea convențională a temperaturii și a coeficientului de transmitere a căldurii.

Experimental s-a dovedit că folosirea criteriilor B_i și F_0 conduce la rezultate ce se depărtează de realitate. Se recomandă folosirea criteriilor Biot și Boussinesq care permit obținerea unor rezultate mai precise. Criteriul Boussinesq înlătură deficiențele sesizate la criteriul Fourié:

$$B_q=F_0\,(B_i)^2=\frac{\alpha^2}{\lambda^2}\,at. \qquad (9.24)$$

Din nomogramele 9.16 și 9.17 se determină valorile criteriilor de temperatură pentru suprafața și centrul piesei în funcție de criteriile B_i și B_q.

În relația (9.20) valoarea lui θ_s și θ_c va fi cea stabilită prin criteriile B_i și B_q.

Datorită conductivității termice și a condițiilor de încălzire va apare (la sfîrșitul perioadei de încălzire) o diferență de temperatură între suprafață și miez. Tratamentele termice necesită o încălzire uniformă pe secțiunea pieselor și pentru aceasta ele vor fi menținute la temperatura de încălzire un timp determinat.

De obicei, perioada de încălzire se termină cînd temperatura piesei a atins temperatura impusă și atunci între miez și suprafață va exista: $\Delta T=T_s-T_c$.

Se recomandă următoarele etape de calcul pentru determinarea duratei încălzirii:

- se alege valoarea lui $T_m=T_{opt}+(20\ldots30)\ °K$;
- se calculează criteriul B_i;
- se dau diverse valori timpului de încălzire (din 0,1 în 0,1 h) și se determină valoarea criteriului F_0 sau B_q;
- se determină funcție de criteriile B_i-F_0 sau B_i-B_q valoarea criteriilor de temperatură $\theta_s-\theta_c$ (sau θ_x);

Scanned with OKEN Scanner

Anexa 2

Conductivitatea termică, căldura specifică și greutatea specifică a unor materiale metalice

Material	λ, Kcal/mhgrd.				c_p, kcal/kg. grd.				γ, kg/m³
	473	673	873	1 073	473	673	873	1 073	
Oțeluri carbon de calitate OLC 10 ... OLC 60	46 ... 36	39 ... 34	29 ... 32	22 ... 25	0,124 ... 0,126	0,142 ... 0,160	0,180 ... 0,230	0,168 ... 0,209	7,87 ... 7,82
Oțeluri carbon de scule OSC 7 ... OSC 13	36 ... 39	33 ... 36	24 ... 28	20 ... 21	0,127 ... 0,129	0,143	0,167	0,155 ... 0,178	7,81
Oțeluri slab aliate cu crom	36 ... 45	29 ... 40	23 ... 28	24	0,115	0,120	0,137	0,138	7,83
Oțeluri slab aliate cu Mn, Cr, Si, Mo, Ni	30 ... 36	29 ... 34	24 ... 32	18 ... 26	0,120	0,154	0,185	—	7,71 ... 7,83
Oțeluri bogat aliate cu crom: 10Cr130; 8Cr170	18 ... 19	24	23	20 ... 21	0,113	0,145	0,186	0,165	7,60 ... 7,70
Aliaje pe bază de Al (duraluminiu, siluminuri)	126 ... 129	—	—	—	0,23	—	—	—	2,70 ... 2,90
Alame	110 ... 120	—	—	—	—	0,99 ... 0,10	—	—	8,45 ... 8,90

Scanned with OKEN Scanner

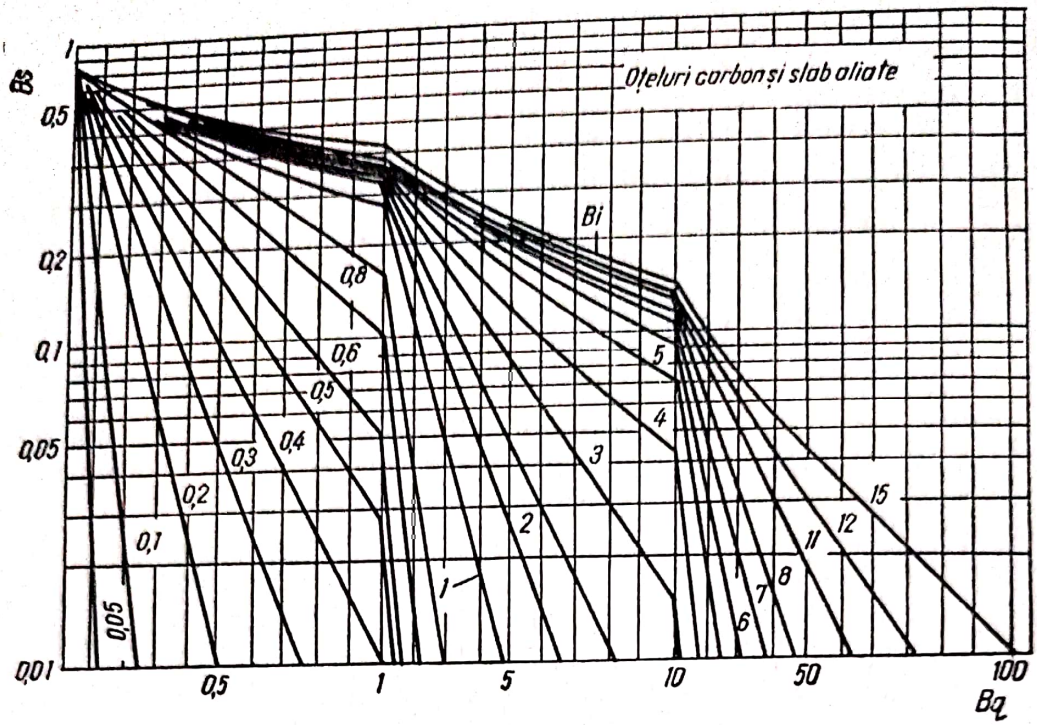


Fig. 9.16. Nomogramă pentru determinarea criteriului $\theta_s = f(B_i, B_q)$.

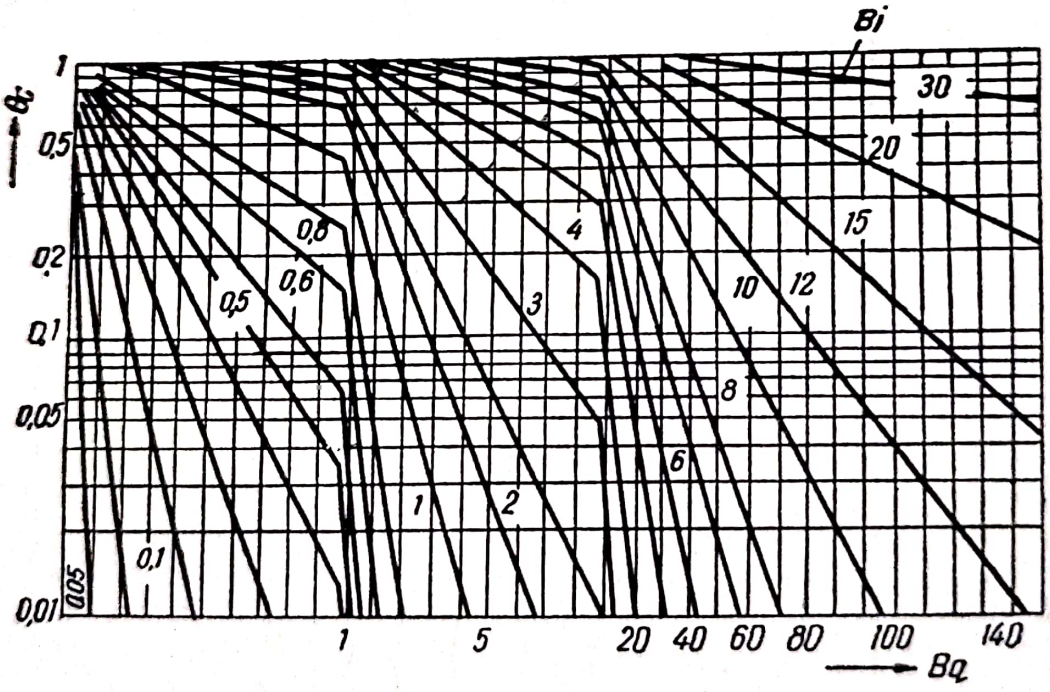


Fig. 9.17. Nomogramă pentru determinarea criteriului $\theta_c = f(B_i, B_q)$.

– se determină temperaturile T_s, T_c sau T_x pentru durata aleasă și se consideră încălzirea încheiată atunci cînd $T_s = T_{opt}$.

Durata încălzirii se determină din relația :

$$t_{inc} = F_0 \frac{x^2}{a}, \text{ h}, \tag{9.25}$$

în care : x este raza sau grosimea piesei, m ; a – difuzibilitatea termică, m²/h ; F_0 – criteriul F o u r i é, punînd condiția $T_s = T_{opt}$.

Scanned with OKEN Scanner

În cazul încălzirii încărcăturilor formate din mai multe piese durata încălzirii calculată anterior se multiplică cu un coeficient K_x a cărui valoare se ia din figura 9.18.

În realitate piesele au lungime finită și ca atare valorile obținute prin calcul cu ajutorul criteriilor adimensionale au un caracter informativ, ele fiind mai mari decît în realitate. De asemenea folosirea criteriilor adimensionale dă rezultate la piese a căror grosime depășește 100 mm.

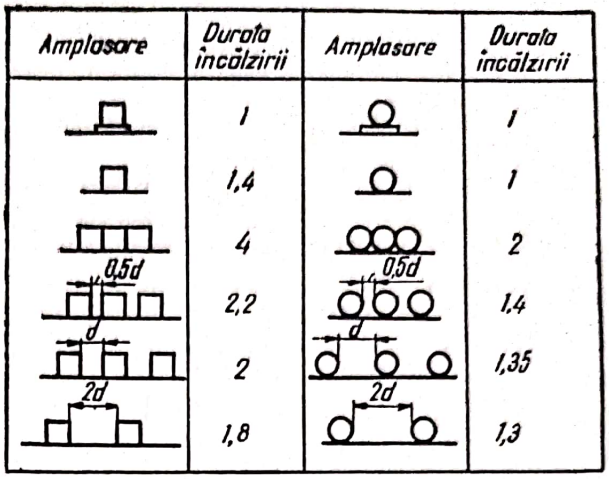


Fig. 9.18. Valorile coeficientului K_x în funcție de modul de amplasare a pieselor.

9.5.2. Determinarea duratei încălzirii funcție de dimensiunile pieselor

Durata încălzirii poate fi calculată luînd în considerare dimensiunile pieselor sau raportul între volumul și suprafața piesei încălzite.

Durata de încălzire și de menținere pentru uniformizarea temperaturii se poate calcula cu relația :

$$t = kW, \text{ min}, \tag{9.26}$$

în care : k este coeficient de proporționalitate, min/cm, a cărui valoare se ia din tabelul 9.2 ; $W = \frac{V}{A}$ cm și depinde de forma și dimensiunile pieselor, tabelul 9.3.

Tabelul 9.2

Valoarea coeficientului de proporționalitate K funcție de temperatura de încălzire și mediul de încălzire

Material	T_{inc}, °K	Instalația de încălzire	K, min/cm
Oțel carbon și aliat	573...673	*a*	45
		b	35
Oțel carbon	1 023...1 173	*a*	40
		b	35
		c	10
Oțel aliat	1 023...1 173	*a*	45
		b	40
		c	15
Oțel rapid	773...923	*a*	35
		b	30
		c	7
	1 073...1 173	*c*	10
	1 473...1 573	*c*	5

a — cuptor electric ; *b* — cuptor cu flacără ; *c* — baie de săruri topite

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 9.3

Relații pentru determinarea lui W

Felul piesei	W, cm	Observații
Sferă	$D/6$	l — lungimea piesei $2g$ — grosimea piesei b — lățimea piesei D_1 — diametrul cercului înscris
Cilindru plin	$\frac{Dl}{4l+2D}$	
Țeavă	$\frac{(D-d)\,l}{4l+2\,D\,(D-d)}$	
Placă	$\frac{2\,gbl}{2\,(bl+2gb+2gl)}$	
Cub	$\frac{2g}{6}$	
Prismă	$\frac{Dl}{4l+2D_1}$	

În relația 9.26 trebuie introdus și un factor de corecție K_c care ține seama de forma pieselor:

$$t = KK_cW, \text{ min.} \qquad (9.27)$$

Determinarea valorii lui K_c se face în funcție de dimensiunile și forma pieselor utilizînd formulele din tabelul 9.4.

Tabelul 9.4

Valoarea coeficientului de corecție K_c

Forma piesei	K_c
Cilindri plini $l > D$	$1+0{,}2\,\frac{D}{l}$
Cilindru plin $l < D$	$1+0{,}2\,\frac{l}{D}$
Țevi lungi $l > (D-d)$	$1+0{,}2\,\frac{D-d}{}$
Țevi scurte $l \leqslant (D-d)$	$1+0{,}2\,\frac{l}{D-d}$
Prisme regulate drepte, cu n laturi lungi	$1+0{,}2\,\frac{D_1}{l}+\frac{1}{n+1}$
Prisme regulate drepte, cu n laturi scurte	$1+0{,}2\,\frac{l}{D_1}\left(0{,}2+\frac{1}{n+1}\right)$
Plăci $2g \leqslant b \leqslant l$	$1+0{,}2\,\frac{2g}{B}+\frac{2g}{l}$

Scanned with OKEN Scanner

Pentru determinarea duratei încălzirii pieselor care au formă complexă (au practicate filete, canale etc.), adică au o suprafață de schimb de căldură mai mare, se introduce în relația (9.27) un coeficient de corecție K_s a cărui valoare se ia din tabelul 9.5.

$$t = KK_cK_sW. \tag{9.28}$$

Tabelul 9.5

Valoarea coeficientului de corecție K_s

Tipul piesei (sculei)	K_s
Netede	1
Cu filete, cu renuri, cu danturi (șuruburi, freze)	0,9
Freze cilindrice, scule de mortezat	0,75
Freze deget, melc și bacuri de filetat	0,65
Bacuri circulare	0,45

Dacă încălzirea se face în băi de săruri, cu preîncălzire anterioară la 673 ... ... 773 °K, atunci valoarea lui K se determină cu relația:

$$K = 8 - 0{,}013\ (T_m - 1\ 000). \tag{9.29}$$

În cazul cînd se ia în considerare grosimea piesei atunci relația (9.28) capătă forma:

$$t = KK_cK_sG \tag{9.30}$$

unde: G este grosimea piesei, cm; ($G = D$, pentru sferă sau cilindrii plini; $G = D - d$, dublul grosimii peretelui la țevi; $G = D_1$, diametrul cercului înscris la piesele prismatice).

9.5.3. Determinarea duratei de menținere

Durata de menținere la temperatura de încălzire se determină din condițiile uniformizării termice pe secțiunea piesei și pentru a se obține transformarea structurală dorită.

Durata de menținere pentru uniformizarea temperaturii pe secțiunea piesei se determină luînd în considerare ΔT_i și ΔT_f (diferența de temperatură între suprafață și miez, inițială cînd $T_s = T_{opt}$ și finală cînd $T_s - T_c \leqslant 40$ °K) și caracteristicile fizice și dimensionale ale materialelor.

$$t_{men} = F_0 \frac{x^2}{a},\ \text{h}. \tag{9.31}$$

Se ia în considerare valoarea criteriului Fourié care asigură uniformizarea temperaturii. Dimensiunile materialului x sînt luate în considerare prin valoarea secțiunii maxime (diametru, grosime), iar cele fizice prin coeficientul de difuzibilitate termică a.

Spre a ține seama și de forma pieselor, se recomandă ca relația (9.31) să se utilizeze sub forma:

$$t_{men} = m \frac{x^2}{a},\ \text{h};$$

$$m = f(b);\quad b = \frac{\Delta T_f}{\Delta T_i}. \tag{9.32}$$

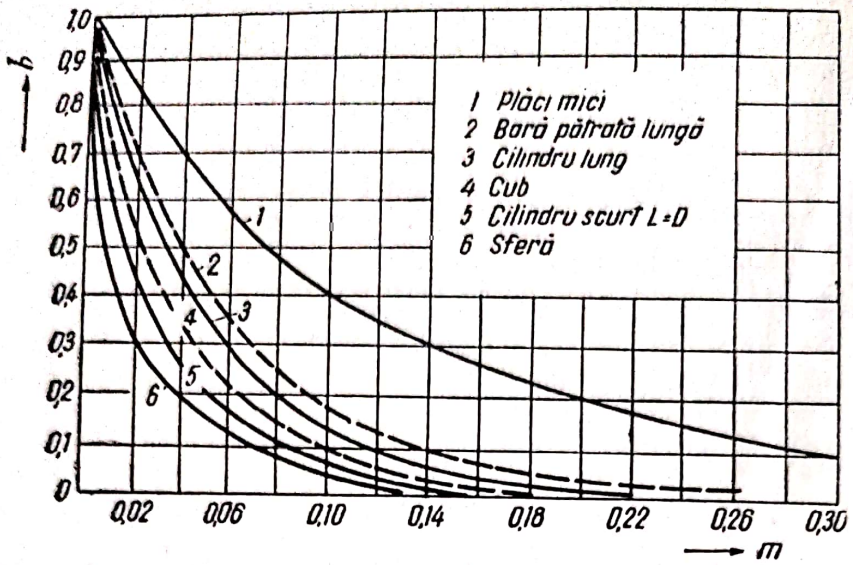


Fig. 9.19. Nomogramă pentru determinarea valorilor coeficientului m.

Pentru o anumită valoare a lui b se determină din nomograma 9.19, valoarea corespunzătoare a lui m ținînd seama de forma pieselor.

Din momentul egalizării temperaturii pe secțiunea piesei, se necesită o menținere pentru transformarea specifică tipului de tratament termic.

În cazul călirilor, durata de transformare este cea mai mică, iar în cazul tratamentelor termice de recoacere, de revenire, tratamentelor termomecanice, durata este funcție de difuziunea componentelor. Se poate admite ca o regulă generală că pentru căliri durata transformării este 1 ... 3 minute, iar pentru recoaceri și reveniri, durata transformării este de 0,3 ... 0,5 t_{men} în special la oțelurile aliate cu elemente care formează carburi. În cazul tratamentelor termochimice și a recoacerii de omogenizare, globulizare sau detensionare, durata transformării este mare și se admite în practică regula 1 h/25 mm din secțiunea cea mai mare a piesei.

9.6. ALEGEREA VITEZEI SAU GRADULUI DE SUBRĂCIRE

La oțelurile cu conținut în C diferite de 0,8% viteza de răcire aplicată după punerea în soluție, dacă este suficient de lentă, provoacă descompunerea austenitei mai întîi în constituenți hipo sau hipereutectoizi și apoi în perlită sau în alți constituenți ce tind spre echilibru.

Separarea constituenților hipo și hipereutectoizi poate fi evitată dacă se mărește viteza de răcire. La călire acest lucru trebuie totdeauna realizat deoarece prezența feritei libere micșorează considerabil rezistența la oboseală. Pe măsura creșterii vitezei de răcire sau gradului de subrăcire vor apare constituenții: perlită, sorbită, troostită, bainită, martensită și proprietățile mecanice vor fi puternic influențate (fig. 9.20).

Descompunerea austenitei poate avea loc la răcire izotermă (1, fig. 9.21), la răcire anizotermă (continuă) cu o viteză corespunzătoare (3, fig. 9.21) sau printr-un ciclu complex care constă mai întîi dintr-o răcire rapidă pînă la temperatura de transformare dorită, o menținere la această temperatură și apoi

Scanned with OKEN Scanner

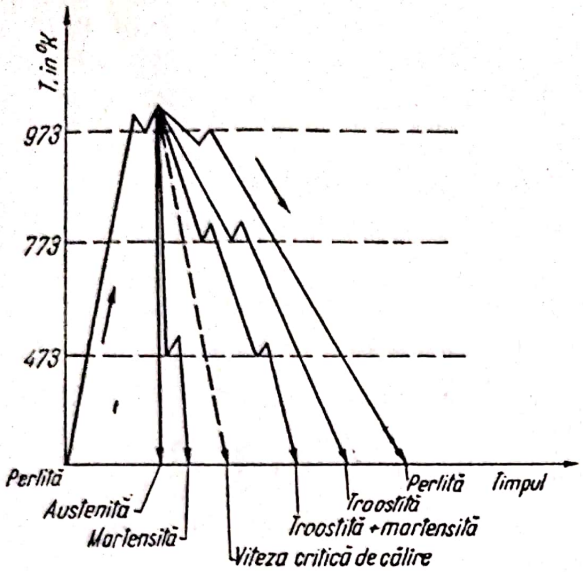


Fig. 9.20. Constituenții structurali din domeniul austenitic obținuți la răcirea cu diferite viteze.

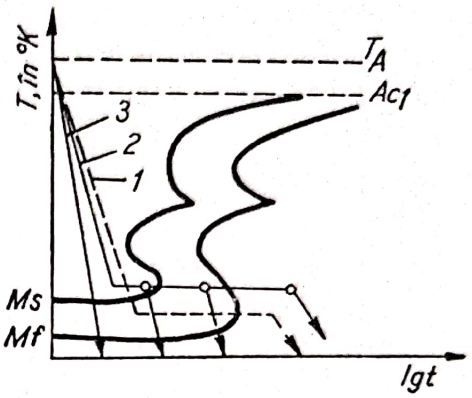


Fig. 9.21. Variante tehnologice de descompunere a austenitei.

răcirea pînă la temperatura ambiantă (2, fig. 9.21 — călirea în trepte). Între aceste moduri de răcire apar două diferențe :

— în cazul răcirii continui descompunerea depinde în afară de temperatura de imersie și de scoatere a pieselor și de natura, temperatura și agitația lichidului băii de răcire ;

— în cazul răcirii izoterme, se dispune între altele de temperatura intermediară de reacție și de timpul de menținere. Funcție de timpul de menținere se obțin amestecuri de constituenți, a căror cantitate poate influența puternic proprietățile mecanice ale piesei.

Pe de altă parte, succesiunea reacțiilor este diferită : o răcire continuă provoacă reacții decalate în timp la suprafață și în centrul piesei și ca atare și proprietățile mecanice sînt diferite ; o răcire izotermă provoacă reacții sensibil sincronizate și identice (sub rezerva că răcirea inițială a fost suficient de rapidă), atît la suprafață cît și în centrul piesei. Călirea prin răciri continui este mai simplă, iar cea izotermă este mai complicată, dar permite obținerea de proprietăți mecanice mai bune.

Călirea prin răcire continuă, se face imersînd piesa în diferite medii de răcire dintre care principale sînt :

— apa și soluțiile apoase care conțin fie substanțe activante (clorură de sodiu, hidroxid de sodiu), fie substanțe ce micșorează capacitatea de răcire (silicați, glicerină) ;

— uleiuri vegetale sau minerale ;

— băi de săruri sau metale topite, aduse la o temperatură prescrisă ;

— gaze, în particular aer sau vapori de apă.

Capacitatea de răcire a mediului depinde de numeroși parametrii : masă, căldură specifică, difuzibilitatea termică, viscozitatea, agitație, căldură de

Scanned with OKEN Scanner

vaporizare, temperatură, ș.a. Acești parametrii au fost obiectul a numeroase studii care au permis stabilirea unor concluzii cu privire la :

— energia sau capacitatea de călire a unui mediu în anumite condiții ;

— viteza de răcire de la suprafața și din miezul pieselor de diferite forme (cilindrice, plate, complexe etc.).

În general mediile de răcire se pot împărți în două grupe :

— care-și schimbă starea de agregare în domeniul temperaturii de folosire (apa, soluțiile apoase, uleiurile) ;

— care nu-și schimbă starea de agregare (metalele și sărurile topite, plăcile metalice, aer etc.) în intervalul de temperaturi folosite.

Viteza de răcire a mediului este influențată de această modificare de stare. Dacă mediul de răcire nu-și schimbă starea de agregare, scade și viteza de răcire pe măsură ce temperatura piesei se apropie de a mediului (fig. 9.22, *a*). În cazul cînd mediul își schimbă starea de agregare, viteza de răcire trece printr-un maxim în jurul temperaturii critice (fig. 9.22, *b*).

Răcirea în medii care-și schimbă starea de agregare prezintă trei faze distincte. În cazul apei apar domeniile de temperaturi :

— între 1 073 ... 873 °K se formează o peliculă de vapori, răcirea este lentă pentru că schimbul de căldură între piesă și lichid se face prin intermediul acestei pelicule ;

— între 873 ... 473 °K lichidul este în contact direct cu piesa și schimbul de căldură este energic datorită curentului de bule formate chiar și în concavități, viteza de răcire este mare ;

— în jurul temperaturii de 373 °K diferența de temperatură piesă-mediu de răcire este mică și viteza de răcire scade.

În prima fază de răcire există pericolul de a se separa din austenită produsele proeutectoide, fapt care ar înrăutăți proprietățile finale ale pieselor. Spre a se evita acest lucru se recomandă agitarea pieselor sau mediului de răcire, deci împiedicarea formării peliculei de vapori. Adăugînd clorură de sodiu sau hidroxid de sodiu se micșorează stabilitatea peliculei de vapori și răcirea este mai energică.

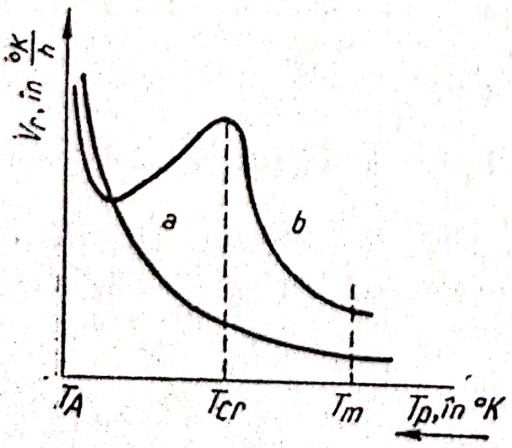


Fig. 9.22. Evoluția vitezei de răcire a mediului cu temperatura piesei.

În cazul folosirii uleiurilor pentru răcire, prima fază de răcire are o durată mai mare (cam de 5 ori mai mare ca a apei) și aceasta crește pe măsură ce mediul are o temperatură de evaporare mai joasă. Cea de a doua fază de răcire este mai puțin influențată de temperatură în comparație cu apa, deoarece viscozitatea scade pe măsura creșterii temperaturii uleiurilor și se intensifică schimbul de căldură.

Scanned with OKEN Scanner

Capacitatea de răcire a uleiurilor în faza a treia este foarte mică. Natura și viscozitatea influențează capacitatea de răcire a uleiurilor (tab. 9.6). Uleiurile devin mai active dacă au o temperatură de inflamabilitate mai ridicată. Actualmente se produc uleiuri pentru călire cu temperaturi de inflamabilitate de 523 °K.

Tabelul 9.6

Capacitatea de răcire a unor uleiuri comparativ cu apa

Mediul de răcire	Densitatea, kg/dm³	Punct de inflamabilitate, °K	Viscozitatea absolută la 293 °K °E	$\frac{V_r \text{ ulei}}{V_r \text{ apă}} \times 100$ %
Ulei mineral cu 3% acizi grași	0,862	478	0,421	44
Ulei mineral cu 3% acizi grași	0,874	483	0,415	35
Ulei de transformator	0,909	353	1,29	22
Ulei de palma	0,870	498	0,400	35

(s-au răcit rondele de oțel carbon cu 1% C încălzite la 1 148 °K — după French)

Viteza de răcire a uleiurilor minerale cu temperatura de inflamabilitate de 523 °K este mai mare la cele cu indicele de viscozitate Engler (la 323 °K) mai mic (fig. 9.23).

Pentru a evidenția influența mediului de răcire asupra vitezei de răcire din centrul piesei s-a făcut răcirea de la 1 073 °K la o piesă cilindrică din oțel (∅ 25 mm) în diferite medii și rezultatele sînt arătate în figura 9.24. Se observă că se obține viteză mare la răcirea în apă și mică la răcirea în ulei de antracit.

Răcirea în băi de metale sau săruri topite și în aer are loc într-o singură fază. Amestecurile de săruri folosite curent pentru călire sînt prezentate în tabelul 9.7.

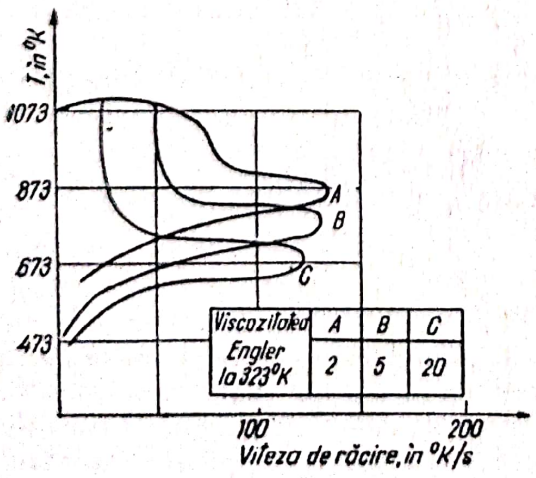


Fig. 9.23. Viteza de răcire a uleiurilor minerale în funcție de temperatură și viscozitate.

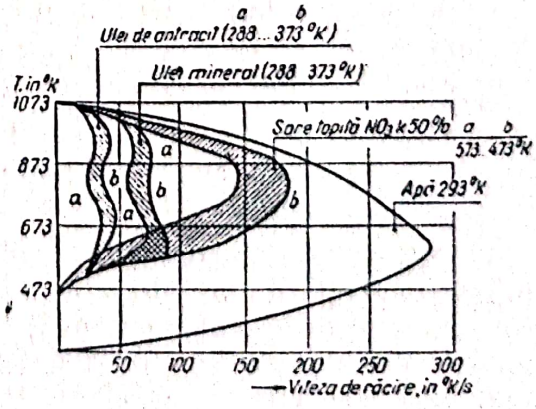


Fig. 9.24. Viteza de răcire a centrului piesei la folosirea diferitelor medii.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 9.7

Amestecuri de săruri folosite curent la încălzirea, respectiv răcirea pieselor

Compoziția amestecului	Temperatura de topire T_t, °K	Temperatura de utilizare T, °K
35% NaOH+65% KOH	428	433 ... 673
50% $CaCl_2$+30% $BaCl_2$+20% NaCl	703	773 ... 923
50% $NaNO_3$+50% KNO_2	416	433 ... 823
75% NaCN+25% KCN	796	823 ... 873
22,5% NaCl+77,5 $BaCl_2$	908	938 ...1 143
44% NaCl+56% KCl	933	993 ...1 173
100% $BaCl_2$	1 233	1 373 ...1 673
50% $BaCl_2$+39% NaCl+8% borax +3% MgO	1 003	1 023 ...1 673

Metalele și aliajele folosite pentru băi de tratament termic sînt date în tabelul 9.8.

Tabelul 9.8

Metale și aliaje folosite pentru băi de tratamente termice

Compoziția băii	Temperatura de topire T_t, °K	Temperatura de utilizare T, °K	Observații
100% Pb	600	1 073 ...1 173	emană gaze
100% Sn	505	673 ... 773	aderă de suprafețe
Siluminiu (13% Si+rest Al)	863	1 123 ...1 173	—
92% Sn+8% Zn	472	773 ... 873	aderă de suprafețe
51,2% Sn+30,6% Pb+18,2% Cd	418	630 ... 700	—
40% Sn+56% Bi+4% Zn	403	600 ... 650	—
25,9% Sn+53,9% Bi+20,2% Cd	386	550 ... 650	—

La alegerea compoziției băii din metale, aliaje sau săruri topite trebuie să se țină seama ca:

- piesele să nu fie atacate (coroziune locală);
- să nu se emită vapori în cantitate mare și aceștia să nu fie nocivi;
- să nu adere la suprafața pieselor;
- să nu fie prea scumpe.

Variația vitezei medii de răcire între 973 ... 773 °K în diferite puncte ale unei bare rotunde, imersată în diverse medii de răcire, este arătată în figura 9.25 (mediul și piesa în repaos). Cunoașterea vitezei de răcire este foarte importantă. Există posibilitatea ca prin compararea cu cea din diagramele *CCT* ale oțelului să se facă precizări asupra structurii obținute după tratamentul termic.

De remarcat faptul că starea suprafeței piesei are o influență mare asupra valorii vitezei de răcire. Prezența unui strat de oxizi aderenți va micșora mult viteza de răcire (fig. 9.26).

Scanned with OKEN Scanner

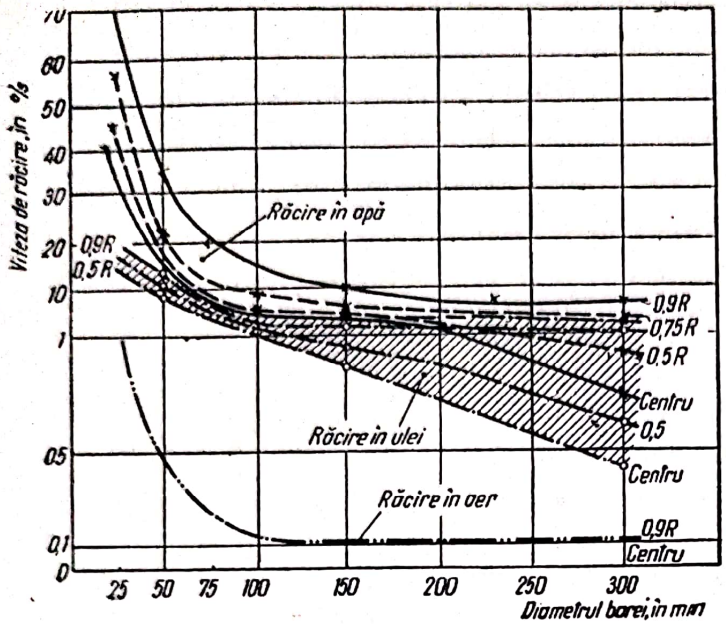


Fig. 9.25. Dependența vitezei de răcire de mediu și de distanța de la suprafața piesei.

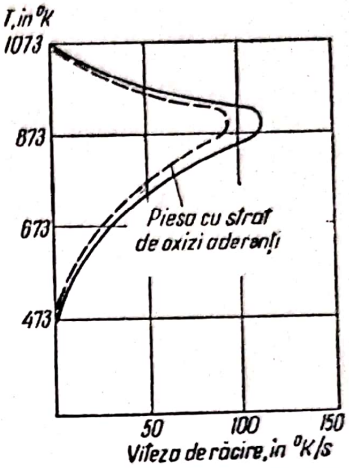


Fig. 9.26. Influența calității suprafeței pieselor asupra vitezei de răcire.

Cunoscînd toate aceste aspecte privind mediile de răcire, alegerea vitezei de răcire sau gradului de subrăcire (respectiv a mediului de răcire) se face ținînd seama de tipul tratamentului termic și de natura materialului.

Există mai multe posibilități de alegere a vitezei de răcire și anume :

— folosirea diagramelor *TTT* și stabilirea prin calcul sau grafic a valorii vitezei de răcire ce permite obținerea transformărilor structurale dorite ;

— folosirea diagramelor *CCT* și alegerea vitezei de răcire ce asigură transformarea structurală necesară ;

— încercări experimentale, care constau din încălzirea materialului la temperatura optimă și apoi răcirea în diverse medii cu capacitate de răcire din ce în ce mai mare. Se măsoară durităţile obținute și se trasează graficul $HRC = f$ (mediu de răcire), figura 9.27. Este corespunzătoare acea viteză de răcire care asigură duritatea maximă, fără a produce microfisuri sau fisuri în material.

Viteza medie de răcire a mediului se poate stabili în funcție de intervalul de temperaturi din tabelul 9.9.

Se poate aprecia drept corespunzătoare acea viteză de răcire care asigură obținerea cantității maxime de martensită în structură fără să producă fisurarea. În acest scop se face analiza metalografică a probelor încălzite și răcite ca și în cazul precedent. Durata răcirii se poate calcula de manieră asemănătoare cu durata încălzirii, aplicînd metoda criteriilor adimensionale. Valoarea coeficientului de transmiterea căldurii de la material la mediu de răcire se ia din tabelul 9.10, ținînd seama de natura și agitația mediului de răcire.

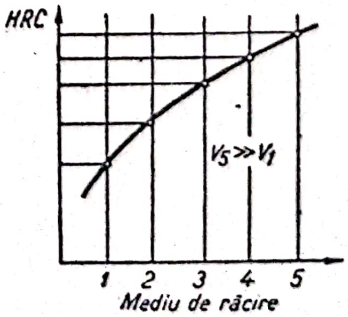


Fig. 9.27. Curba de evoluție a durității cu creșterea vitezei de răcire.

Optimizarea parametrilor tratamentelor termice, respectarea lor, conduce la lărgirea spectrului proprietăților mecanice ale pieselor și implicit la ridicarea calității produsului.

Tabelul 9.9

Viteza medie de răcire a diverselor medii de răoire

Mediul de răcire	Viteza de răcire, °K/s	
	T=823...923	T=473...573
Apă 293° K	600	270
Apă 299 °K	500	270
Apă 323 °K	100	270
Apă 343 °K	30	200
Soluție apoasă 10% NaOH	1 200	300
Soluție apoasă 10% NaCl	1 100	300
Soluție apoasă 10% $NaCO_3$ (293 °K)	800	270
Soluție apoasă 10% H_2SO_4	750	300
Apă distilată	250	200
Emulsie de ulei	70	200
Ulei mineral	150	30
Ulei de transformator	120	25
Aliaj 75% Sn+25% Cd (448 °K)	450	50
Placă de cupru	60	30
Plăci de fier	35	15

Tabelul 9.10

Coeficienții de transmitere a căldurii de la material la mediul de răcire

Mediul de răcire	Temperatura, °K	Gradul de agitație mediu-piesă	α_{med}, Kcal/m²hgrd		
			1 073...773 °K	873...573 °K	673...473 °K
Apă	293	*a*	1 300	1 500	
		b		1 800	11 000 (573 °K)
		c		2 200	2 000 (473 °K)
		d		3 100	
		e		6 600	
Soluție apoasă 10...15% NaCl sau NaOH	293	*a*	—	4 400	
		b		5 300	
		e		7 500	
Ulei mineral	343	*a*	650	450	—
	353	*b*		500	—
		c		650	250
		d		900	500
		e		1 300	650
Baie de săruri topite (azotați și azotiți)	473...573	*c*	—	1 800	900
Baie de plumb topit	673...773	*c*	—	2 200	—
Aer	293	liniștit	—	20	—
		ventilat		50...100	
		comprimat		130...250	

a — neagitat ; *b* — agitație slabă ; *c* — agitație medie ;
d — agitație bună ; *e* — agitație intensă.

Scanned with OKEN Scanner

RECOACEREA OȚELURILOR ȘI FONTELOR

Recoacerea este tratamentul termic prin care se urmărește realizarea unei stări de echilibru a aliajului, obținerea unor anumite forme pentru constituenți sau micșorarea valorilor tensiunilor interne. Temperatura de încălzire este funcție de proprietățile ce urmează să se obțină și orientativ se alege după diagrama de echilibru. Pentru oțeluri și fonte, diferitele valori ale temperaturii de încălzire împart recoacerile în mai multe tipuri (fig. 10.1).

Viteza de încălzire are valori mici, recomandabil între 20 ... 40 °K/h, pentru a nu se produce creșterea tensiunilor în piesă.

Durata de menținere la temperatura specifică tipului de recoacere trebuie să fie suficient de mare, pentru a se uniformiza încălzirea pe secțiunea piesei și a se desăvîrși procesele de difuziune. Viteza de răcire are valori mici 20 ... ... 100 °K/h, favorizîndu-se astfel transformările cu difuziune și realizarea structurilor ce tind spre echilibru.

10.1. RECOACEREA INCOMPLETĂ (fig. 10.1, DOMENIUL 1)

Se caracterizează prin temperatura de încălzire $T_{inc}=Ac_1+20 \ldots 30$ °K, durata de menținere mare $t_{men}=f$ (Diametrul piesei), răcirea cu viteze mici (20 ... 40 °K/h). Se obțin modificări ale gradului de dispersie al constituenților și se micșorează starea tensionată. Acest tip de recoacere se aplică oțelurilor care au o structură corespunzătoare, dar au o duritate prea mare datorită gradului ridicat de dispersie al constituenților.

Tot ca recoacere incompletă poate fi considerată și recoacerea joasă, cînd încălzirea se face la temperaturi de 923 ... 973 °K urmată de răcire lentă. Acest tip de recoacere se mai numește și revenire înaltă.

Recoacerea joasă se aplică oțelurilor care au un grad mare de dispersie al fazelor perlitei și se provoacă procesul de coalescență modificîndu-se proprietățile oțelului (scade duritatea).

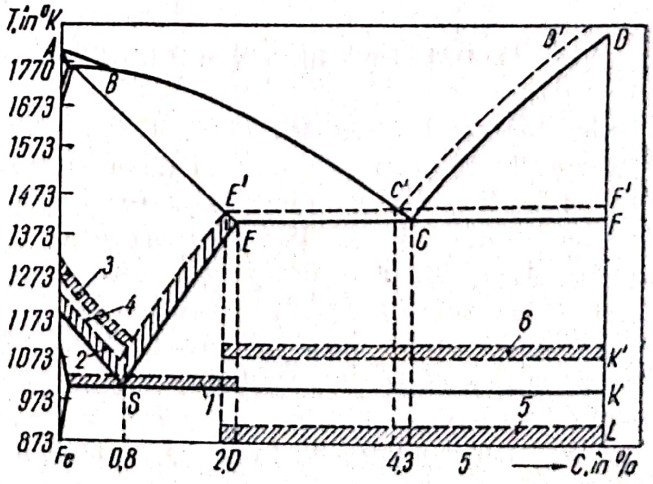


Fig. 10.1. Alegerea temperaturii de recoacere după diagrama Fe-C.

10.2. RECOACEREA COMPLETĂ (fig. 10.1, DOMENIUL 2)

Se caracterizează prin temperatura de încălzire $T_{inc}=Ac_3+20 \ldots 30$ °K sau $A_{cem}+20 \ldots 30$ °K, durata de menținere calculată în funcție de dimensiunile piesei, răcirea se face cu viteze mici (20 ... 40 °K)/h. Această recoacere se aplică pieselor prelucrate prin deformare plastică și are ca scop finisarea granulației, micșorarea durității, reducerea stării tensionate, mărirea prelucrabilității prin așchiere. Nu se recomandă folosirea recoacerii complete la oțelurile hipereutectoide, deoarece se favorizează separarea carburilor în rețea și se înrăutățesc proprietățile mecanice.

La recoacerea completă prezintă importanță deosebită viteza de răcire aplicată. Dacă viteza de răcire are valori mari, după recoacere va apare o structură pseudoperlitică cu un grad mai mare de dispersie al fazelor și duritatea piesei va fi mare.

Răcirea cu viteze prea mici favorizează precipitarea fazelor proeutectoide în cantitate mare, obținîndu-se astfel structuri defavorabile prelucrărilor termice ulterioare.

Valoarea vitezei de răcire se alege funcție de compoziția chimică a oțelului și variază între 50 ... 200 °K/h (valorile mici sînt specifice oțelurilor bogat aliate, iar cele mari pentru oțelurile carbon de construcție).

10.3. RECOACEREA DE OMOGENIZARE (fig. 10.1, DOMENIUL 3)

Se caracterizează prin temperatura de încălzire $T_{inc}=Ac_3+100 \ldots 150$ °K, durata de menținere mare pentru a se favoriza difuziunea determinată cu relația $t_{men}=5+0{,}5\,M$, h, în care M este masa, răcirea se face cu viteze maxime de 50 ... 60 °K/h pînă sub punctele critice inferioare și apoi se continuă în aer. Se înlătură neomogenitățile structurale în special la piese turnate de dimensiuni mari (carcase, lingouri, tamburi). Datorită temperaturii și duratei mari de încălzire se favorizează creșterea grăunților, piesele vor avea structuri grosolane și proprietăți mecanice scăzute. Pentru a se înlătura acest neajuns se recomandă aplicarea unei recoaceri de normalizare. Recoacerea de omogenizare se aplică cu precădere lingourilor din oțeluri aliate.

10.4. RECOACEREA DE NORMALIZARE (fig. 10.1, DOMENIUL 4)

Se caracterizează prin temperatura de încălzire $T_{inc}=Ac_3+30 \ldots 50$ °K (sau +100 ... 150 °K), durata de menținere calculată în funcție de dimensiunile pieselor, răcirea făcîndu-se în aer liniștit. Datorită vitezei de răcire mai mare se favorizează finisarea structurii. Se aplică oțelurilor carbon și slab aliate care datorită prelucrării termice anterioare au o structură grosolană. Nu se recomandă aplicarea normalizării ca tratament termic prealabil oțelurilor bogat aliate deoarece răcirea în aer poate favoriza obținerea de structuri ce se depărtează de echilibru.

Pentru a ilustra că și normalizarea nu este altceva decît o recoacere, la care se practică o viteză de răcire ceva mai mare se reprezintă în fig. 10.2, pe diagrama izotermă de transformare a austenitei, vitezele de răcire adecvate. La

Scanned with OKEN Scanner

recoacere răcirea se face cu viteza v_1, iar la normalizare cu viteza ($v_2 > v_1$), fapt care justifică şi denumirea de recoacere de normalizare. Normalizarea poate fi aplicată şi ca tratament termic final, deoarece viteza de răcire favorizează obţinerea unei perlite fine şi cu o dispersie mare, fapt care face ca piesele să aibă bune proprietăţi mecanice.

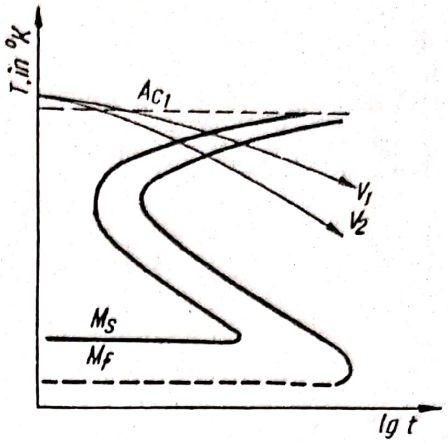


Fig. 10.2. Reprezentarea vitezelor de răcire pe diagrama *TTT* corespunzătoare recoacerii şi normalizării.

10.5. RECOACEREA DE DETENSIONARE (fig. 10.1, DOMENIUL 5)

Constă din încălzirea cu viteză mică pînă la 773 ... 823 °K, menţinerea un timp de 0,5 ... 5 h (calculat în funcţie de dimensiunea şi complexitatea piesei şi natura materialului) şi răcirea cu viteze mici 20 ... 40 °K/h pînă la 373 ... 423 °K, după care se continuă în aer liniştit. Nu au loc transformări fazice, se reduce valoarea tensiunilor, se aduc îmbunătăţiri structurii iniţiale.

Dacă detensionarea se face produselor deformate la rece, atunci temperatura de încălzire trebuie să fie inferioară celei de recristalizare, fiind situată în domeniul relaxărilor. Dacă produsul este călit la martensită, atunci temperatura de detensionare nu poate depăşi pe cea de descompunere a martensitei (revenire joasă), iar dacă aliajele sînt durificabile structural, temperatura de încălzire trebuie să fie mai mare decît cea de îmbătrînire, pentru a se realiza coalescenţa şi globulizarea fazelor secundare.

Recoacerea de detensionare se aplică produselor turnate, sudate, forjate, deformate plastic la rece, înainte de prelucrarea prin aşchiere, spre a evita deformarea sau chiar fisurarea lor. Piesele din oţel care lucrează sub sarcini peste 0,5 daN/mm², după detensionare se vor supune unei îmbătrîniri la 423 ... 473 °K.

10.6. RECOACEREA PENTRU MĂRIREA PRELUCRABILITĂŢII PRIN AŞCHIERE (fig. 10.1, DOMENIUL 6)

Se caracterizează prin temperatura de încălzire de 1 073 ... 1 123 °K, durata de menţinere calculată în funcţie de dimensiunile piesei, răcirea cu viteze mici. Este specifică fontelor cenuşii. Pentru a scurta timpul de menţinere se recomandă încălzirea la 1 273 ... 1 373 °K (timp de menţinere 3 ... ...5 min). În timpul încălzirii şi menţinerii fontelor la temperatură ridicată se favorizează descompunerea cementitei şi creşte cantitatea de grafit. Datorită acestui fapt creşte prelucrabilitatea prin aşchiere, se reduc valorile tensiunilor interne, scad însă proprietăţile mecanice ale pieselor.

Mărirea prelucrabilităţii prin aşchiere a oţelurilor poate fi realizată prin: recoacere completă, recoacere incompletă, normalizare, revenire, care le asigură durităţi maxime *HB* 217 ... 250.

Scanned with OKEN Scanner

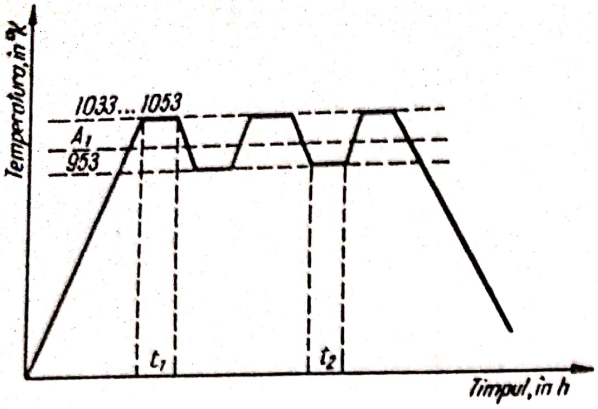


Fig. 10.3. Ciclul termic la recoacerea pendulară.

Aceasta este de fapt o recoacere incompletă a oţelurilor hipereutectoide prin care se urmăreşte obţinerea perlitei globulare. Obţinerea perlitei globulare se datoreşte concentraţiei neomogene a austenitei şi a cantităţii mari de carburi nedizolvate.

Pentru a se obţine o scurtare a duratei de menţinere la temperatura de încălzire se recomandă să se aplice recoacerea pendulară pentru obţinerea perlitei globulare (fig. 10.3).

Se execută variaţii de temperatură în intervalul 953 ... 1 053 °K. Durata de menţinere la aceste temperaturi t_1 şi t_2 depinde de configuraţia şi natura materialului piesei supusă recoacerii de globulizare.

Încălzind peste Ac_1 apar în structură centre de austenită, iar răcind sub Ar_1 apar centre de cristalizare ale perlitei (cementitice). La încălzirile următoare peste Ac_1 aceste centre cementitice nu au timp să se dizolve, iar la răcirea ulterioară apar noi centre cementitice. Numărul mare de centre de cristalizare favorizează globulizarea perlitei.

10.8. RECOACEREA DE RECRISTALIZARE

Printr-o deformare plastică la rece materialele feroase îşi măresc duritatea şi rezistenţa şi-şi micşorează alungirea relativă, gîtuirea şi plasticitatea. În structură apar linii de alunecare, grăunţii se alungesc, iar cristalele fragile se sfarmă.

Starea ecruisată a materialelor este nestabilă. O parte din lucru mecanic consumat pentru deformarea la rece a rămas ca energie potenţială. Reţeaua cristalină este deformată.

Încălzind un asemenea material se poate provoca aducerea lui la starea normală, se înlătură distorsionările reţelei, se reduc tensiunile interne, grăunţii tind să ia formă sferică, metalul îşi recapătă proprietăţile plastice. Acest fenomen poartă denumirea de recristalizare.

10.8.1. Mecanismul recristalizării

Ridicînd temperatura peste anumite valori, creşte mobilitatea atomilor, se înlătură distorsiunile reţelei, apar noi centre de cristalizare, creşte difuziunea şi astfel se reface structura. Recristalizarea are trei faze : restaurarea, germinarea şi creşterea grăunţilor.

În prima etapă a încălzirii, se elimină distorsiunile şi tensiunile create de deformările elastice şi plastice în apropierea planelor de alunecare, are loc restaurarea (fig. 10.4).

Scanned with OKEN Scanner

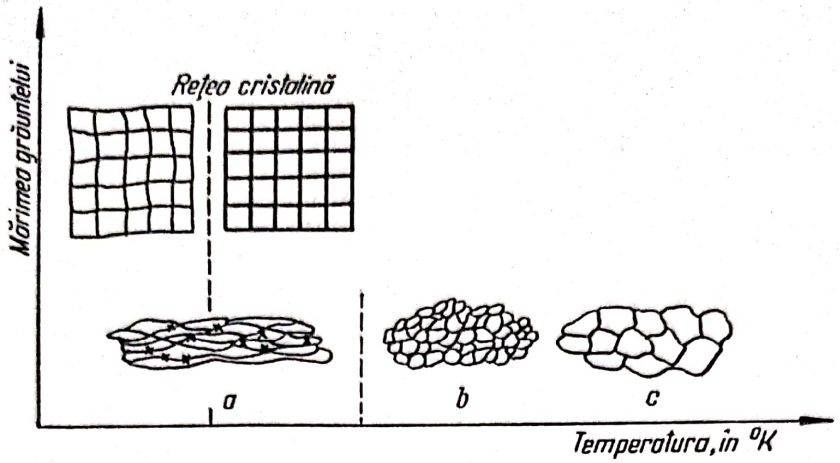


Fig. 10.4. Mecanismul recristalizării.

Cînd temperatura a depăşit o anumită valoare critică, apar primele centre de cristalizare. Valoarea temperaturii critice se calculează cu relaţia dată de A. A. B o c i v a r :

$$T_{recr} \simeq 0{,}4\, T_f, \ ^\circ\text{K}. \qquad (10.1)$$

De exemplu pentru Fe temperatura de recristalizare va avea valorile :

$$T_{recr} = 0{,}4 \cdot 1\,812 = 724\ ^\circ\text{K}.$$

Temperatura de recristalizare depinde şi de gradul de deformare plastică. Dacă gradul de deformare are valori ridicate se provoacă o fărîmiţare mai mare a grăunţilor, o instabilitate mai mare a stării ecruisate şi prin urmare recristalizarea va avea loc la temperaturi critice mai scăzute (fig. 10.5).

În majoritatea cazurilor materialele au un anumit prag de deformare deasupra căruia după recoacere se produce recristalizarea. Gradul critic de deformare (pragul deformării) al oţelurilor are valoare de 8 ... 12%. La depăşirea acestei valori are loc recristalizarea normală. Dacă deformarea are loc în apropierea gradului critic de deformare, la recoacere apare un grăunte grosolan.

Se pare că oţelurile bogat aliate, în special cele austenitice şi feritice nu prezintă un grad critic de deformare. De asemenea, oţelurile carbon cu peste 0,3% C nu prezintă pericolul apariţiei grăunţilor grosolani, dacă deformarea s-a făcut cu valori apropiate de cele ale gradului critic.

Centrele de recristalizare se formează în locurile puternic deformate ale reţelei şi din aceste centre se dezvoltă noi grăunţi cu reţeaua regulată şi echiaxială (fig. 10.4, *b*).

Există tendinţa ca sistemul să treacă într-o stare cu energie liberă minimă. Energia sistemului va depinde de raportul dintre suprafeţele grăunţilor şi volumul cuprins, deci un grăunte va fi stabil termodinamic dacă este mai mare şi mai rotunjit. Are loc fenomenul de coalescenţă, grăunţii crescînd pe seama celor mici (fig. 10.4. *c*).

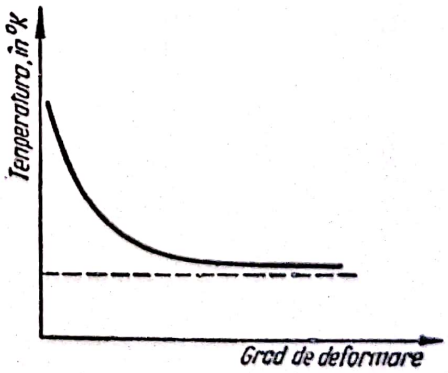


Fig. 10.5. Efectul gradului de deformare asupra temperaturii de recristalizare.

Scanned with OKEN Scanner

Mărimea grăuntelui depinde de structura inițială, de temperatura de încălzire, de timpul de menținere și de gradul de deformare. Dacă structura inițială este uniformă, vor apare cristale mari după recoacere, același lucru și în cazul unei temperaturi de recristalizare de valori mari și la durată de menținere ridicată.

Creșterea gradului de deformare provoacă obținerea unei structuri cu grăunți uniformi și ca atare creșterea grăunților va fi mai mică.

Se aplică recoacerea de recristalizare benzilor, tablelor, țevilor, barelor, sîrmelor laminate, trase, trefilate precum și pieselor forjate. Recoacerea se execută fie ca operație inițială înainte de aplicarea deformării la rece, fie ca operație intermediară pentru refacerea plasticității, fie ca operație finală pentru a conferi materialului anumite proprietăți.

10.9. PROPRIETĂȚILE MECANICE ALE OȚELURILOR RECOAPTE

Prin recoacere se obțin în general constituenți care se apropie de cei de echilibru și oțelurile vor avea în general proprietăți mecanice scăzute.

În tabelul 10.1 se dau cîteva exemple caracteristice.

Tabelul 10.1

Proprietățile mecanice ale unor oțeluri după recoacere și normalizare

Material	Starea	*HB*	σ_r, daN/mm²	σ_c, daN/mm²	δ, %	ψ, %	*KCU*, daJ/cm²
Fier tehnic	Recopt	80...100	—	—	—	—	—
	Normalizat	90...100					
Oțel carbon de construcție 0,20 % C...0,40 % C	Recopt	120...160	35...45	—	20...22	—	6...8
	Normalizat	140...190	50...60	30...35	18...20	—	8...10
Oțel de scule 40 H 0,4 % C 1 % Cr	Recopt	200...220	65...70	35...50	20...29	50...53	5...7
	Normalizat	250...270	75...80	40...50	20...29	53...56	7...8

În cazul cînd caracteristicile mecanice impuse pieselor pot fi obținute în urma recoacerilor de diferite tipuri atunci nu se mai aplică un alt tratament termic. De obicei însă recoacerile constituie tratamente termice prealabile și au ca scop obținerea anumitor proprietăți mecanice și în special realizarea unei structuri favorabile, fie prelucrărilor prin așchiere, fie tratamentelor termice finale, sau refacerea plasticității, detensionarea și evitarea deformării ori fisurării pieselor.

10.10. RECOACEREA DE MALEABILIZARE A FONTELOR ALBE

Fonta este un material ieftin și cu remarcabile proprietăți de turnare, ceea ce constituie un mare avantaj pentru fabricarea pieselor de formă complicată. Din păcate, fragilitatea cementitei în fonta albă și a grafitului lamelar în fonta cenușie le restrînge domeniul de folosire.

Scanned with OKEN Scanner

Pentru a face maleabilă o fontă albă trebuie să i se descompună cementita pe care o conține și să se obțină grafitul sub formă de cuiburi. Se supun maleabilizării fonte albe care au 2 ... 3% C, 0,7 ... 1,3% Si, iar restul elementelor trebuie să fie în cantitate mică sub 0,5% Mn, sub 0,2% P și sub 0,1% S. Elementele stabilizatoare ale cementitei ca V, Mo, W nu se admit deloc, iar Cr se admite ca element rezidual. Microelemente ca Al, Ti, Te, Bi sau alierea cu cupru contribuie la accelerarea procesului de maleabilizare.

Maleabilizarea fontelor albe se realizează fie prin grafitizare fie prin decarburare.

10.10.1. Maleabilizarea prin grafitizare (procedeul american)

În principiu acest procedeu constă din încălzirea fontei albe la o temperatură de ordinul 1 223 °K (950 °C) și apoi răcirea cu viteză mică. Această operație are ca scop atingerea stării de echilibru prin descompunerea cementitei. De fapt în timpul încălzirii, perlita se transformă în austenită, care se îmbogățește în C, în detrimentul cementitei. Menținerea la temperaturi peste 1 223 °K timp de 50 ... 60 ore favorizează difuziunea și cementita se transformă în grafit și austenită. Se face apoi răcirea lent (20 °K/h) și se produce precipitarea grafitului sub formă de cuiburi. În momentul cînd s-a atins temperatura liniei $P'S'K'$ este necesar de a micșora încă viteza de răcire (2 °K/h) pentru a evita formarea perlitei. În acest fel se obține pe toată grosimea piesei o structură formată din ferită și cuiburi de grafit (fig. 10.6).

Fontele tratate prin acest procedeu sînt cunoscute și sub denumirea de fonte maleabile negre (sau cu inimă neagră), deoarece în ruptură au culoare neagră (mai precis la mijloc au culoarea neagră și la periferie o zonă mai deschisă). De fapt stratul exterior foarte subțire este format din perlită, căci în timpul încălzirii piesa a fost înconjurată de un mediu neutru (nisip, zgură).

Cu scopul de a micșora durata maleabilizării se poate mări temperatura de încălzire la 1 273 °K. Aceasta este interesant din punct de vedere economic, dar cuiburile de grafit au tendința să crească și se reduce astfel maleabilitatea fontei.

Accelerarea grafitizării se realizează, dacă s-a făcut dezoxidarea și denitrurarea fontei cu aluminiu (0,015% Al remanent) sau cu Ti, care reduc durata procesului cu 25 ... 40%.

Ciclograma maleabilizării prin grafitizare este prezentată în figura 10.7.

Ciclul termic constă din încălzirea cu viteză de 25 °K/h pînă la 1 223 °K, menținerea la această temperatură un timp t_1=50 ... 60 ore, răcirea cu viteză v_1=20 °K/h pînă la 1 011 °K și apoi cu o viteză v_2= =2°K/h între 1011...996 °K, continuarea răcirii cu viteza de 20 °K/h pînă la 873 °K și apoi în aer (curba 1, fig. 10.7).

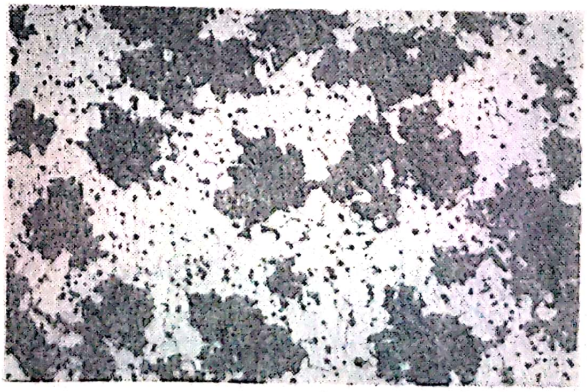


Fig. 10.6. Structura metalografică a fontei maleabile cu miez negru (MO×250).

Scanned with OKEN Scanner

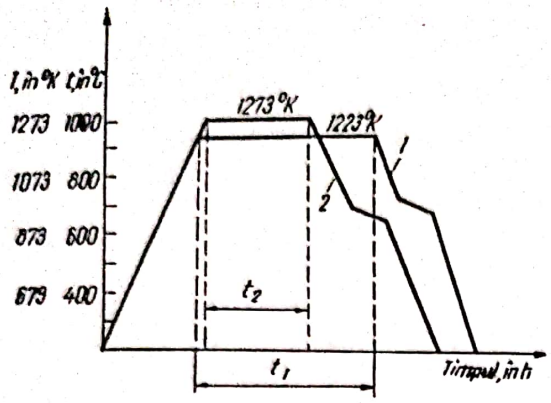


Fig. 10.7. Ciclograma maleabilizării prin grafitizare.

Pentru a se micșora durata ciclului, se ridică temperatura la 1 273 °K, menținerea fiind t_2=30 ... 40 ore, iar răcirea făcîndu-se în același mod ca mai înainte (curba 2, fig. 10.7).

10.10.2. Maleabilizarea prin decarburare (procedeul european)

Se supune fonta albă unui tratament termochimic, care constă din încălzirea în atmosferă oxidantă (minereu de Fe), la temperatura de 1 223 °K (950 °C) și apoi răcirea înceată. Mediul oxidant favorizează decarburarea stratului superficial și apar în general următoarele reacții:

$$Fe_3C \rightarrow 3\,Fe + C$$

$$Fe_2O_3 + Fe \rightarrow 3\,FeO$$

$$FeO + C \leftrightarrows Fe + CO.$$

De fapt decarburarea este lentă și din ce în ce mai puțin eficace pe măsură ce grosimea piesei crește. Practic se obțin rezultate bune la piese a căror grosime nu depășește 20 mm.

Regimul tratamentului de maleabilizare după procedeul european constă din încălzire cu viteză mică (25 °K/h pînă la 1 223 °K), menținerea unui timp îndelungat (t_1=75 ore), apoi răcirea 10 °K/h pînă la 923 °K și pe urmă în aer (curba 1, fig. 10.8).

Cu scopul de a se reduce timpul de maleabilitate se face încălzirea pînă la 1 223 ... 1 273 °K cu o viteză de 25 °K/h, se menține la această temperatură un timp t_2=5 ... 10 ore, se face răcirea cu viteză mare pînă la 923 °K, se ridică din nou temperatura pînă la 1 011 °K, se menține un timp de circa 10 ore și se face răcirea cu viteză mică (10 °K/h, curba 2, fig. 10.8). Durata totală a maleabilizării este în acest caz de 30 ... 40 ore.

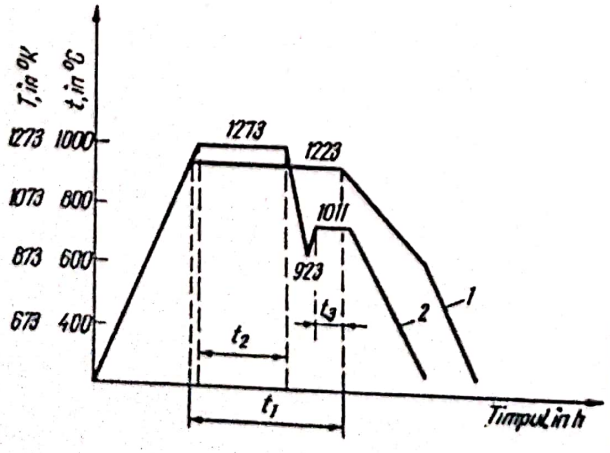


Fig. 10.8. Ciclograma maleabilizării prin decarburare.

Fig. 10.9. Structura metalografică a fontei maleabile cu miez alb (MO×250).

Scanned with OKEN Scanner

Structura fontei va fi perlitică în miez şi feritică la suprafaţă. În ruptură va apare culoarea albă, de aici şi denumirea de fontă maleabilă albă (fig. 10.9).

10.10.3. Proprietăţile mecanice ale fontelor maleabile

În timpul procesului de maleabilizare prin grafitizare, datorită temperaturii ridicate (1 223 °K) cementita se descompune şi în timpul răcirii C eliberat difuzează şi se depune în matrice sub forma unor cuiburi mai mult sau mai puţin apropiate de forma unor nodule. La temperatura ambiantă matricea metalică va fi formată din ferită.

Fontele maleabile negre au rezistenţă la rupere $\sigma_r = 30 \ldots 40$ daN/mm² şi o alungire $\delta = 6 \ldots 18\%$, rezilienţa este de circa 3 daJ/cm² (3 kgfm/cm²), iar duritatea este $HB = 110 \ldots 160$.

Această fontă se prelucrează bine, se poate galvaniza şi se poate suda bine cu arc electric folosind electrozi din oţel moale, monel sau nichel.

Fontele maleabile albe prezintă o structură perlitică şi cuiburi de grafit. Stratul de la suprafaţă (pe o adîncime de cel mult 10 mm) prezintă o structură feritică.

Fontele maleabile albe au rezistenţă la rupere $\sigma_r = 40 \ldots 70$ daN/mm², alungirea 5%, duritatea Brinell 130 ... 150 la suprafaţă şi 150 ... 210 în miez şi o bună rezilienţă.

Piesele fabricate din aceste fonte sînt tenace şi uşor de prelucrat. Din păcate procedeul se aplică cu rezultate bune numai pieselor de grosime mică : racorduri, piese de bicicletă etc.

Fontele maleabile se simbolizează prin indicativul Fm, urmat de litera a, n sau p, care arată că este o fontă maleabilă albă, neagră sau perlitică şi de cifre care indică rezistenţa minimă la rupere şi alungirea specifică. Exemplu : Fma 35.03 (fontă maleabilă albă) ; Fmn 37.12 (fontă maleabilă neagră) ; Fmp 50.05 (fontă maleabilă perlitică). În STAS 569-75 se dau detalii privind simbolizarea, proprietăţile mecanice şi verificarea calităţii fontelor maleabile.

Scanned with OKEN Scanner

CAPITOLUL 11

CĂLIREA ŞI REVENIREA OŢELURILOR ŞI FONTELOR

Oţelurile şi fontele sînt aliajele asupra cărora călirea şi revenirea au o influenţă deosebită şi variaţiile proprietăţilor mecanice sînt cele mai evidente. Modificarea proprietăţilor mecanice se datoreşte modificărilor structurale şi a structurii reticulare adică pe de o parte formarea constituenţilor duri sau moi, anumite forme, dimensiuni sau repartiţii şi pe de altă parte aranjarea arhitecturii cristaline care la o anumită scară are o influenţă marcantă.

11.1. CĂLIREA OŢELURILOR

Viteza de încălzire pentru călire se alege pe considerente economice şi funcţie de proprietăţile particulare ce se urmăresc a se obţine (v. detalii cap. 9).

Temperatura de încălzire pentru călire se alege în funcţie de necesitatea de a pune în soluţie componentele. Călirea putîndu-se face pornind de la soluţia α sau γ (în cazul oţelurilor).

11.1.1. Călirea structurală sau de punere în soluţie

În cazul oţelurilor feritice, călirea se realizează prin încălziri la 1 023 ... ... 1 073 °K, cu o durată de menţinere pentru punere în soluţie (a C şi altor elemente N, Cr, Cu, Mo, V, care prezintă o bună solubilitate în Feα) şi răcirea cu viteză corespunzătoare mărcii de oţel. Revenirea va produce precipitări fine, care vor permite ridicarea rezistenţei la rupere şi a limitei elastice. Acest tratament termic poate fi utilizat pentru ameliorarea caracteristicilor mecanice ale oţelurilor ambutisabile, sudabile, folosite în special sub formă de ţevi sau table subţiri. Structura obţinută este o ferită cu un grad mai ridicat de aliere.

În cazul oţelurilor austenitice, aliate cu Mn-Ni sau cu Cr-Ni (18–8), călirea de punere în soluţie are ca scop refacerea structurii. Dacă în timpul prelucrării termice oţelul inoxidabil austenitic Cr-Ni, are în structură o cantitate mare de carburi precipitate la limita grăunţilor, atunci călirea de punere în soluţie, reduce cantitatea şi măreşte gradul de dispersie al acestora şi se reface rezistenţa la coroziune intercristalină. Punerea în soluţie a carburilor de Cr se obţine aplicînd o încălzire la 1 325 °K, cu durata de menţinere calculată pentru uniformizare şi omogenizare structurală şi apoi răcirea cu viteză mare (de obicei se face răcirea în apă). În modul acesta se obţine la temperatura ambiantă austenita metastabilă cu un grad ridicat de aliere.

Scanned with OKEN Scanner

11.1.2. Călirea clasică pornind de la soluţia solidă γ

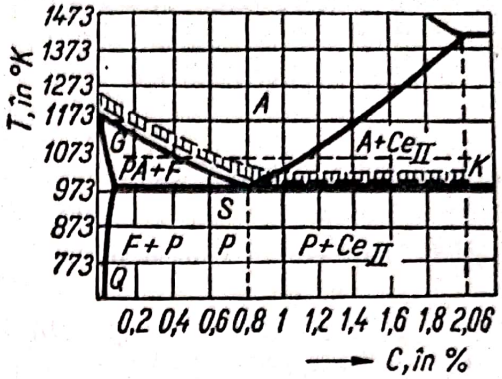


Fig. 11.1. Temperaturile de austenitizare pentru oţelurile carbon obişnuite.

Soluţia solidă γ va apare la oţelurile carbon peste temperatura de 996 °K, pentru oţelurile aliate cu elemente gamagene (Ni, Mn, Cu) va fi peste 823 °K şi la cele aliate cu elemente alfagene (Cr, Mo, Si) se află peste 1 073 °K. Pentru a se forma această soluţie solidă temperatura şi timpul de menţinere prezintă importanţă deosebită. Pentru a obţine o soluţie solidă γ omogenă (într-un timp relativ scurt, 15 ... 30 min) se recomandă temperaturile Ac_3+50 ...70 °K (oţeluri hipoeutectoide) şi Ac_1+50 ... 70 °K (oţeluri eutectoide şi hipereutectoide, fig. 11.1). Temperaturile de încălzire vor fi mai mari pentru oţelurile inoxidabile (1 123 ... 1 373 °K) şi mai ales pentru oţelurile rapide (1 473 ... 1 573 °K) la care trebuie făcută punerea în soluţie a elementelor de aliere cît mai complet posibil. Această problemă se va expune mai pe larg la tratamentul termic al acestor oţeluri.

Dacă încălzirea s-ar realiza în interiorul temperaturii punctelor Ac_1... Ac_3 s-ar obţine austenită şi ferită şi la răcirea ulterioară ar apărea martensită şi zone de ferită netransformată, proprietăţi mai scăzute ale oţelului călit. Încălzind oţelurile hipereutectoide la $T_{inc}=Ac_1$+(30 ... 50 °K) se obţine austenită şi cementită secundară, iar la răcire cu viteze mari va apărea în structură martensită şi cementită secundară care nu s-a dizolvat la încălzire. Cementita avînd duritate mare nu reduce duritatea oţelului după călire.

Dacă încălzirea s-ar face la temperaturi mai mari decît A_{cem} s-ar obţine dizolvarea carburilor în austenită. Temperaturile ridicate favorizează creşterea grăuntelui de austenită şi dizolvarea carburilor, fapt ce face ca să se mărească stabilitatea austenitei şi să scadă temperatura punctelor critice ale transformării martensitice. La călire se obţine apoi o martensită cu lamele grosolane şi fragile, o cantitate mare de austenită reziduală din care cauză piesele au duritate mai scăzută.

Se recomandă ca să se stabilească în prealabil temperaturile optime de călire ale mărcii de oţel folosind una din metodele prezentate în capitolul 9.

Temperatura de încălzire este influenţată pe lîngă cele arătate şi de dimensiunile şi configuraţia pieselor. Este necesar ca temperatura de încălzire să permită obţinerea uniformizării încălzirii piesei în toată masa într-un timp relativ scurt. Pentru piesele de dimensiuni mari se recomandă să se folosească temperaturi mai ridicate (adică limita superioară a intervalului precizat mai sus).

Durata încălzirii şi menţinerii la temperatura de călire se va determina după metodica arătată în capitolul 9.

Călirea se realizează fie la martensită, fie la bainită şi în acest scop se alege în mod corespunzător viteza de răcire sau gradul de subrăcire, respectiv mediul de răcire corespunzător. Viteza de răcire la călire are un rol foarte important şi este un factor tehnologic de prim rang ce permite obţinerea structurii de călire. Valoarea vitezei de călire se alege ţinînd seama de natura şi dimensiu-

Scanned with OKEN Scanner

nile materialului, aplicînd una din metodele arătate în capitolul 9 (folosirea diagramelor *TTT*, *CCT*, calculul duratei răcirii sau rezultatele încercărilor de laborator, prescripţiile standardelor şi normelor).

11.2. CĂLIBILITATEA

11.2.1. Consideraţii generale

Structura oţelurilor după călire poate fi diferită în diverse puncte situate în interiorul piesei. Acest lucru este o consecinţă a mediului de răcire, a naturii materialului supus tratamentului termic, în general aceiaşi factori care contribuie şi la creşterea stabilităţii austenitei. Răcirea piesei într-un anumit mediu de răcire face ca straturile superficiale să se răcească cu o viteză mai mare, iar straturile din miez cu o viteză mai mică. Funcţie de valoarea vitezei de răcire se vor obţine diferite structuri : martensitice în straturile superficiale şi perlitice în straturile din interior.

Natura metalului influenţează în mod deosebit variaţia structurii de călire pe grosimea piesei. Compoziţia chimică a oţelului este unul din factorii principali pentru adîncimea de călire.

Oţelul cu un conţinut ridicat în C se călește la o adîncime mare, datorită creşterii stabilităţii austenitei. Prezenţa în aceste oţeluri a cementitei structural liberă are o influenţă negativă, putîndu-se provoca descompunerea austenitei la temperaturi superioare. Adîncimea de călire creşte considerabil la oţelurile aliate cu Mn, Ni, Cr etc.

Luînd în considerare şi ceilalţi factori care influenţează stabilitatea austenitei se precizează că grăunţii mari de austenită măresc adîncimea de călire, iar incluziunile nemetalice în funcţie de dimensiunea şi repartiţia lor, pot micşora adîncimea de călire.

Diferiţii factori enumeraţi mai sus au influenţă complexă şi insuficient de cunoscută asupra călibilităţii.

Călibilitatea este definită ca adîncimea stratului ce are structură semimartensitică sau duritate semimartensitică. Duritatea zonei semimartensitice depinde de conţinutul în C şi elemente de aliere şi are valorile indicate în tabelul 11.1.

Tabelul 11.1

Duritatea semimartensitică a oţelurilor

Conţinutul, % C	Duritatea zonei semimartensitice, *HRC*	
	Oţel carbon	Oţel aliat
0,08 . . .0,17	—	25
0,18 . . .0,22	25	30
0,23 . . .0,27	30	35
0,28 . . .0,32	35	40
0,33 . . .0,42	40	45
0,43 . . .0,52	45	50
0,53 . . .0,62	50	55

Scanned with OKEN Scanner

Un prim criteriu de apreciere al călibilităţii este viteza critică de călire ce poate fi determinată cu ajutorul diagramelor *TTT* sau *CCT* ale materialului cercetat. Un alt criteriu al călibilităţii este folosirea indicilor de călibilitate (diametrul critic ideal sau cel real, sau lungimea critică de călire), care pot fi stabiliţi prin calcul sau experimental.

Călibilitatea permite obţinerea de indicaţii asupra naturii şi repartiţiei constituenţilor structurali rezultaţi în urma călirii, asupra caracteristicilor mecanice şi implicit asupra deformărilor, tensiunilor interne şi riscului de apariţie a fisurilor.

Cunoaşterea indicilor de călibilitate permite :

– să se poată aprecia proprietăţile mecanice ce vor fi obţinute pe o piesă de o formă oarecare, după un anumit tratament termic, pornind de la proba de călibilitate din acelaşi material ;

– cunoscînd compoziţia chimică şi condiţiile de elaborare, să se poată aprecia proprietăţile mecanice obţinute după un anumit tratament termic ;

– să se poată stabili o legitate a răcirii asupra transformărilor structurale din interiorul piesei ;

– să se poată schematiza variaţia legii răcirii locale în piese de orice formă, adoptînd ca idee directoare faptul că aceeaşi lege de răcire trebuie să dea pe acelaşi material rezultate identice, postulat care nu e pe deplin respectat.

Călibilitatea este sensibilă şi fidelă tuturor variaţiilor de compoziţie, de elaborare, de punere în soluţie, astfel că-i posibil ca un oţel să fie apreciat nu numai prin compoziţia sa, ci şi prin banda de călibilitate. Se prevede astfel posibilitatea ca folosind indicii de călibilitate, pornind de la anumite valori impuse, să se poată da indicaţii asupra ecartului elementelor componente şi asupra tehnologiei de elaborare.

11.2.2. Determinarea prin calcul a călibilităţii

Călibilitatea oţelurilor poate fi determinată prin calcul folosind relaţia :

$$D_i = D_b F_{x_1} \dots F_{xn}, \text{ mm}, \quad (11.1)$$

în care : D_b este călibilitatea de bază, stabilită din nomogramă (fig 11.2) în funcţie de conţinutul în C şi mărimea grăuntelui de austenită ; D_i – diametrul critic ideal, este diametrul secţiunii maxime ce are structură semimartensitică obţinută în urma răcirii într-un mediu de răcire ideal ($H\infty$) care absoarbe căldură cu viteză infinit de mare ; $F_{x_1} \dots F_{xn}$ – factori de multiplicare ai călibilităţii, corespunzători diferitelor elemente de aliere a oţelului, a căror valoare se determină din nomograme (fig. 11.3 şi 11.4).

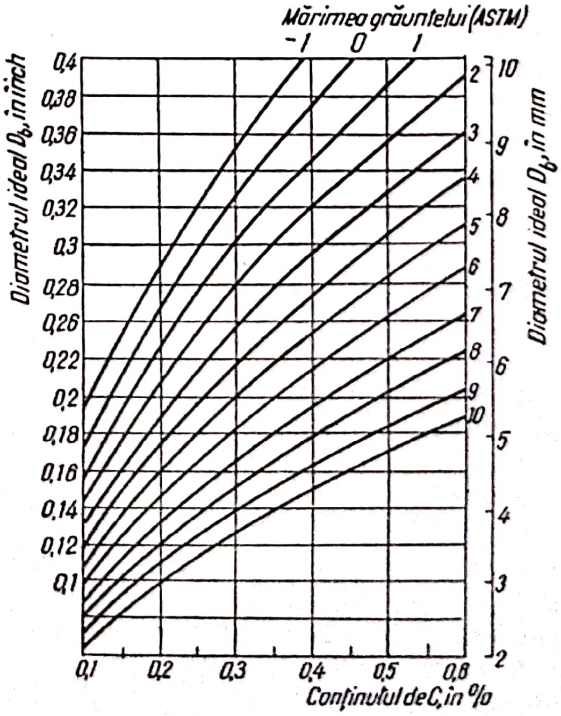


Fig. 11.2. Nomogramă pentru determinarea călibilităţii de bază.

Scanned with OKEN Scanner

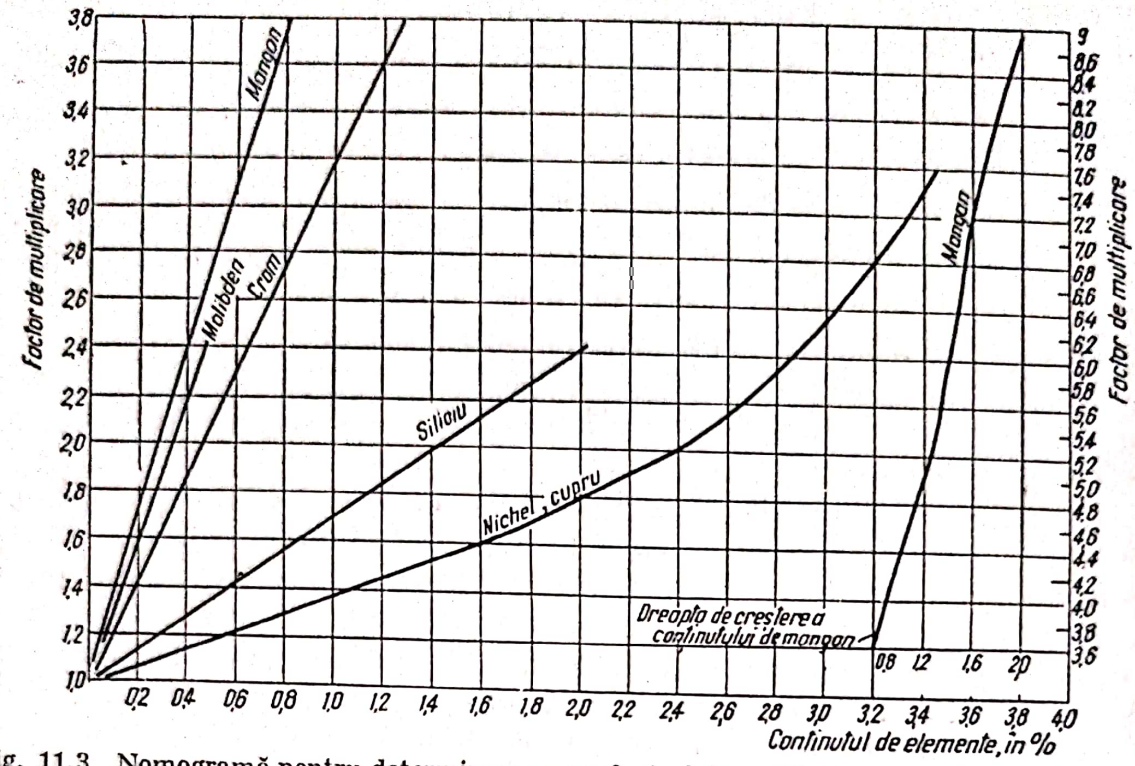


Fig. 11.3. Nomogramă pentru determinarea unor factori de multiplicare a călibilităţii de bază.

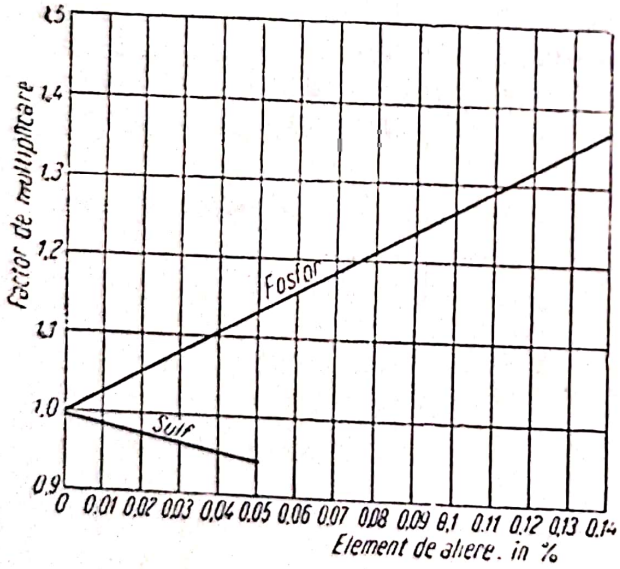


Fig. 11.4. Influenţa S şi P asupra călibilităţii oţelului.

Cunoscînd valoarea diametrului critic ideal se poate determina mărimea diametrului critic real D_r din figura 11.5, ţinînd seama de mediul de răcire folosit şi de activitatea acestuia.

Pentru a avea o comparaţie între valorile obţinute pe cale experimentală (metoda J o m i n y) şi cele calculate, din diagrama 11.6 se scot valorile lui l_c (lungimea critică de călire) în funcţie de D_i.

În scopul simplificării calculului se prezintă şi determinarea indicilor de călibilitate cu ajutorul nomogramei din anexa 3.

Spre exemplificare, cu ajutorul nomogramei se va stabili diametrul critic ideal pentru oţelul cu 0,34% C, 0,5% Mn, 0,3% Si, 0,2% Mo, 1,2% Cr, 1,2% Ni, al cărui punctaj este $N=6$. Se uneşte punctul de conţinut în C cu punctul ce reprezintă punctajul şi se citeşte $D_{i_{(C)}}=5{,}4$ mm. Se uneşte punctul de pe

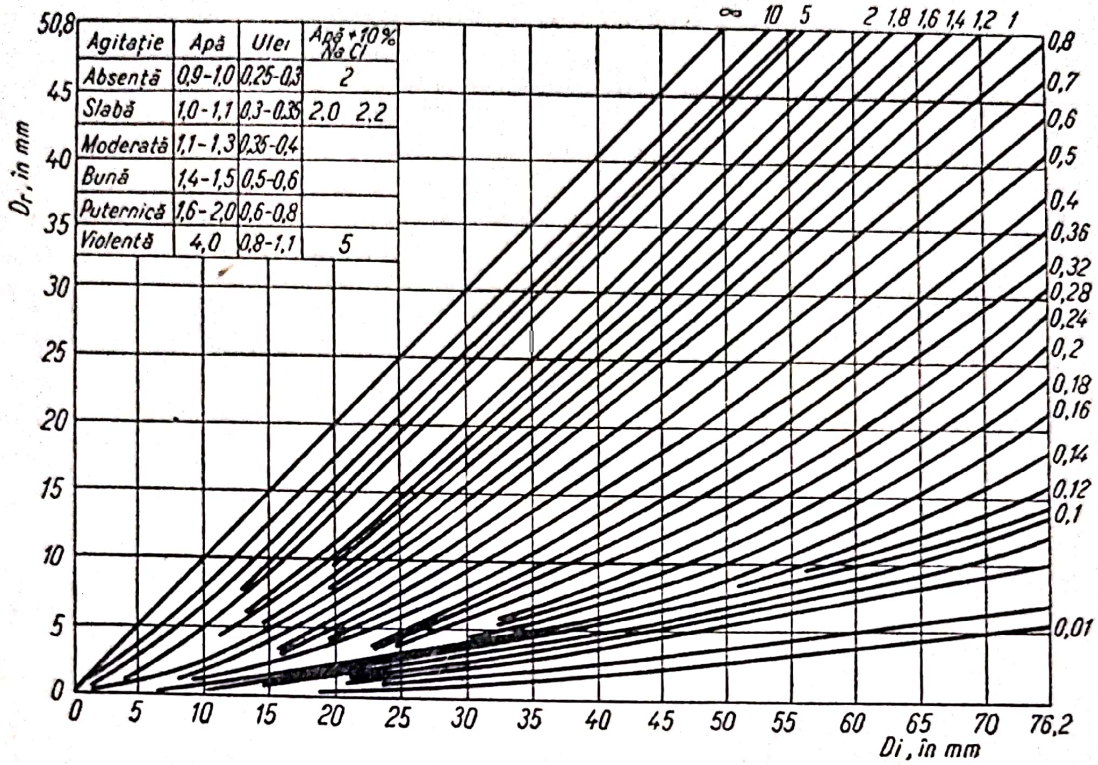


Fig. 11.5. Nomogramă pentru stabilirea diametrului critic real D_r.

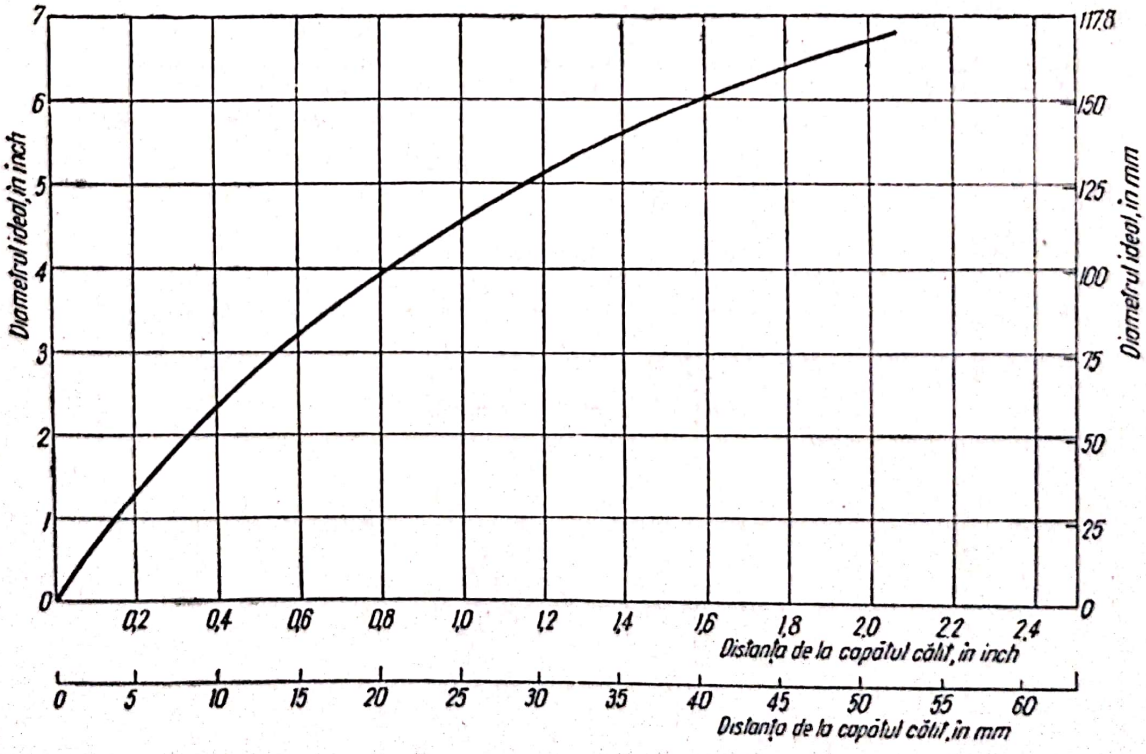
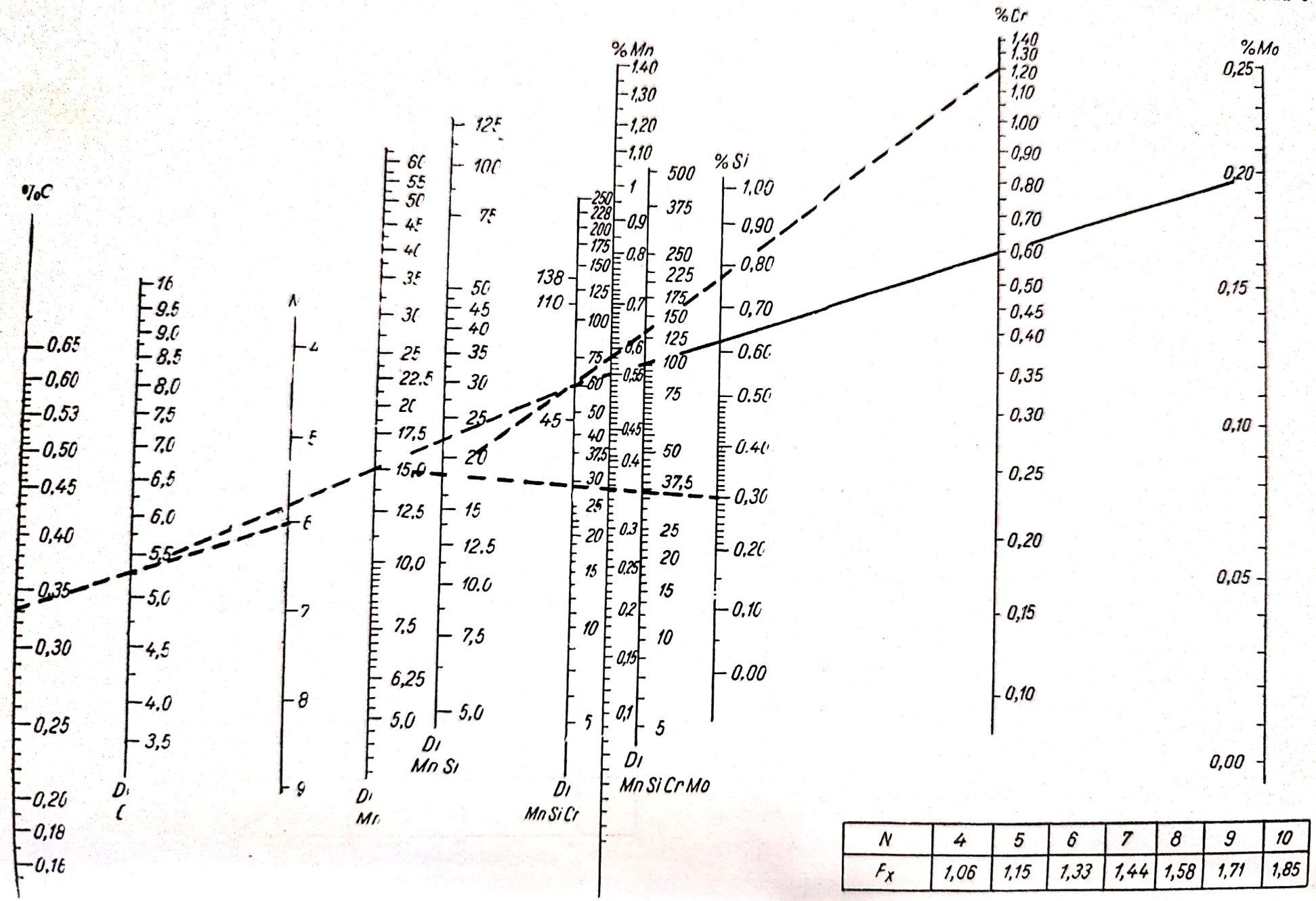


Fig. 11.6. Corelația între distanța critică l_c și diametrul ideal D_i.

Nomogramă pentru determinarea indicilor de călibilitate

Anexa 3



N	4	5	6	7	8	9	10
F_x	1,06	1,15	1,33	1,44	1,58	1,71	1,85

Scanned with OKEN Scanner

verticala $D_{i_{(C)}}$ cu punctul ce reprezintă conținutul în Mn și se citește $D_{i_{(Mn)}}$ = =15 mm. Se unește acest punct cu cel care reprezintă conținutul în Si și se obține $D_{i_{(MnSi)}}$ =17 mm. Se unește acest punct cu cel care reprezintă 1,2% Cr și se citește $D_{i_{(MnSiCr)}}$ =60 mm. Luînd în considerare conținutul de 0,2% Mo se obține $D_{i_{(MnSiCrMo)}}$ =100 mm. Conținutul în Ni influențează și călibilitatea și influența lui se va determina din nomograma 11.3 și $D_{i_{(Ni)}}$ =1,45. Diametrul ideal al oțelului considerat va fi : $D_i = 100 \times 1{,}45 = 145$ mm.

Dacă s-ar impune ca la acest oțel să se facă o călire la bainită, atunci valoarea lui D_i s-ar multiplica cu 1,33 (vezi tabelul din nomogramă, anexa 3) Așadar :

$$D_{i\ bainită} = 145 \times 1{,}33 = 192{,}85 \text{ mm.}$$

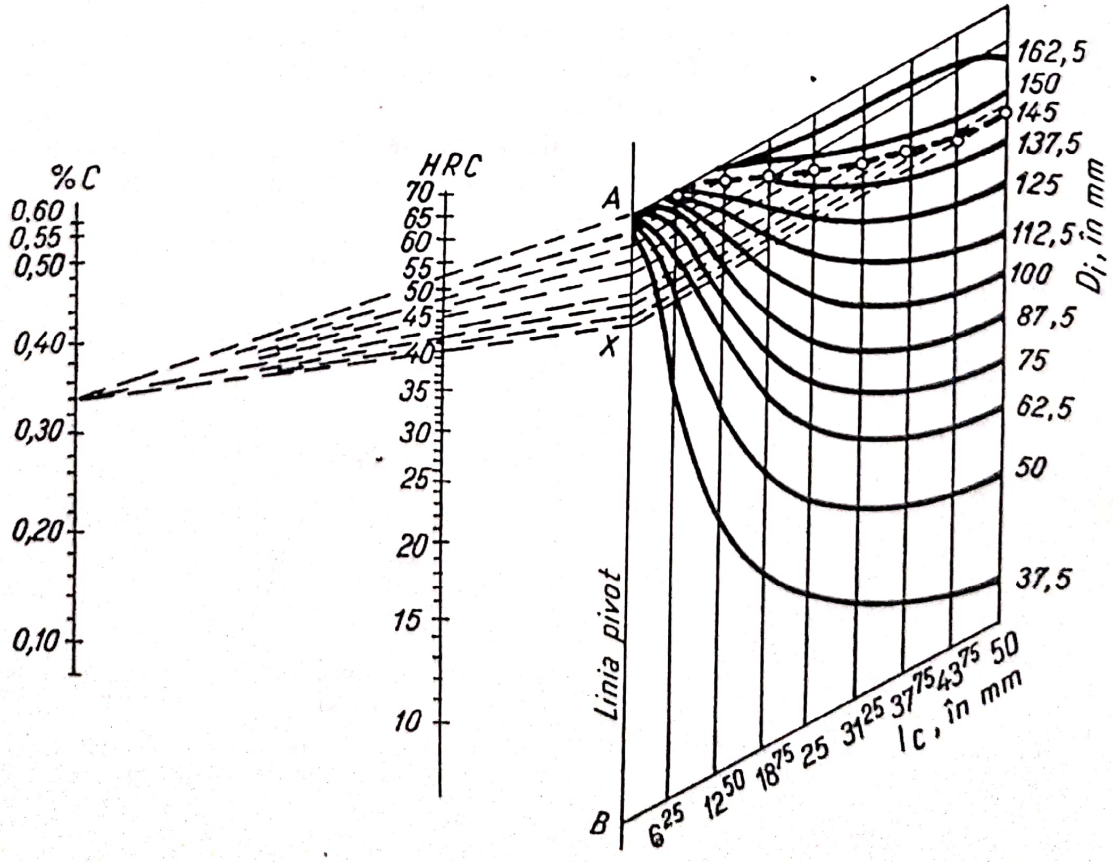
Determinarea prin calcul a indicilor de călibilitate prezintă evidente avantaje în comparație cu laborioasa determinare experimentală. Metodele de calcul expuse sînt simple, rapide și au precizie destul de bună.

Apare ca un avantaj deosebit faptul că se cunosc deja valorile indicilor de călibilitate la oțelurile care urmează a fi elaborate, putîndu-se stabili drept condiție nu un anumit ecart al elementelor componente, ci anumite valori favorabile ale indicilor de călibilitate, pentru o anumită marcă de oțel.

Cunoașterea lui D_i permite să se determine alura curbei de călibilitate, similară cu cea care se obține experimental prin metoda călirii frontale. În acest scop se va folosi nomograma din anexa 4. Folosirea acestei nomograme se face în modul următor :

— se ia în considerare D_i calculat (fie D_i=145 pentru exemplul tratat) ;

Determinarea alurei curbei de călibilitate folosind metoda grafo-analitică *Anexa 4*



– se duce o paralelă la abscisa nomogramei și punctul x de pe axa pivot AB se unește cu conținutul în C al oțelului considerat (0,34% C) și se obține duritatea la distanța de 50 mm de capătul răcit ($HRC=40$);

– duritatea maximă, la capătul răcit se obține unind punctul de conținut în C cu punctul A al axei pivot AB (HRC 53);

– restul punctelor pentru curba de călibilitate se obțin de manieră asemănătoare, prin metodica arătată pentru $D_i=145$ mm.

11.2.3. Determinarea experimentală a călibilității

Există mai multe metode experimentale pentru determinarea călibilității unui oțel.

11.2.3.1. **Metoda călirii integrale.** Supunînd călirii o bară de un anumit diametru D și lungime $L=(4...6)\,D$ și tăind din mijlocul ei un disc și măsurîndu-i duritatea pe secțiune, se poate trasa curba (fig. 11.7). Călibilitatea poate fi determinată prin valoarea h. Dacă această valoare este mare atunci și călibilitatea materialului este bună.

Alura curbei de duritate (fig. 11.7) este influențată atît de condițiile expuse mai înainte cît și de dimensiunile pieselor care se călesc. Atunci cînd se exprimă călibilitatea prin h va trebui să se indice diametrul barei și condițiile de răcire, fapt care face ca metoda să nu aibă o largă extindere.

11.2.3.2. **Metoda călirii frontale** (J o m i n y). O epruvetă standardizată ($L/D\geqslant 4$) este încălzită la temperatura optimă de călire, menținută un timp corespunzător și apoi este răcită cu un jet de apă sub presiune constantă (STAS 4930-71). Epruveta folosită curent are forma și dimensiunile din figura 11.8, *a* ($D=25$ mm; $D_1=30$ mm; $L=100$ mm; $g=3$ mm; suprafața este prelucrată prin strunjire de degroșare).

După călirea epruvetei se măsoară duritatea de-a lungul generatoarei și se obține curba de călibilitate a cărei alură este reprezentată în figura 11.8, *b*.

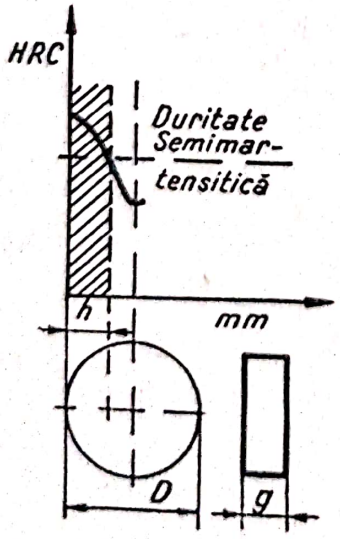


Fig. 11.7. Variația durității HRC pe secțiunea transversală a unei piese cilindrice călite.

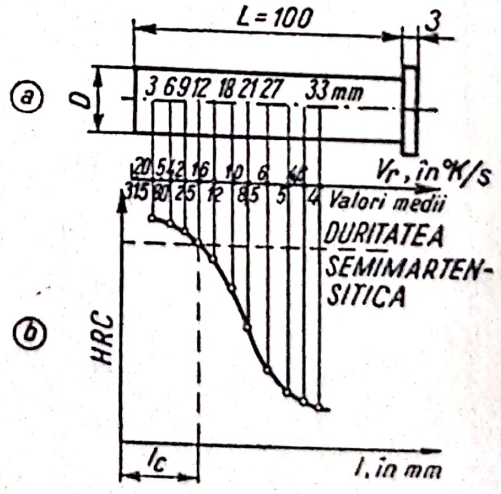


Fig. 11.8. Epruveta de încercare și curba medie de călibilitate.

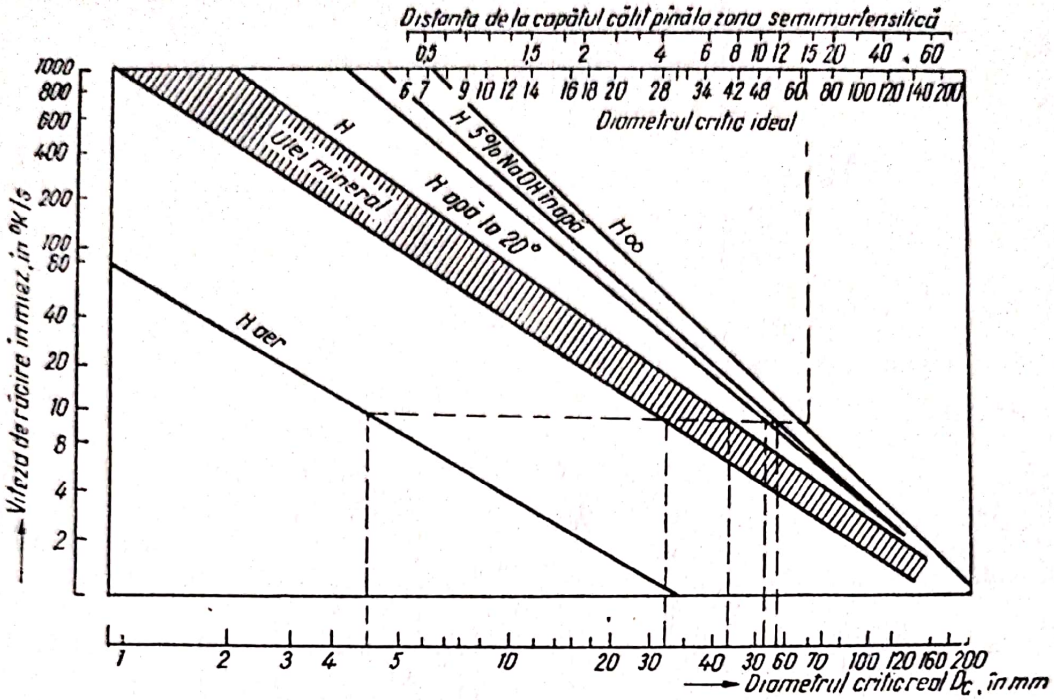


Fig. 11.9. Nomogramă pentru stabilirea diametrului critic real.

Cunoscîndu-se distanța de la capătul răcit și în funcție de aceasta valorile vitezei de răcire, °K/s și mediul de răcire corespunzător, se poate stabili din diagramă (fig. 11.9) valoarea diametrului critic real D_r, sau se determină $l_c = f(D_i)$ din figura 11.6 și apoi D_r din figura 11.5.

Se obișnuiește să se reprezinte călibilitatea prin două curbe (fig. 11.10) ținînd seama de ecartul componentelor mărcii de material și se obține banda de călibilitate.

Trasarea curbelor ce limitează banda de călibilitate se poate face prin mai multe metode.

Pentru o anumită distanță de la capătul răcit (constantă) se determină valorile de duritate maximă H_1 și de duritate minimă H_2.

Pentru o anumită duritate constantă (40) se determină distanțele minime și maxime de la capătul călit (l_{max}=6 mm, l_{min}=3 mm).

O scădere bruscă a curbelor de călibilitate sau o bandă lată indică o slabă călibilitate a materialului respectiv.

În anexa 5 se prezintă o suită de curbe de călibilitate pentru mărci uzuale de oțeluri produse de industria noastră.

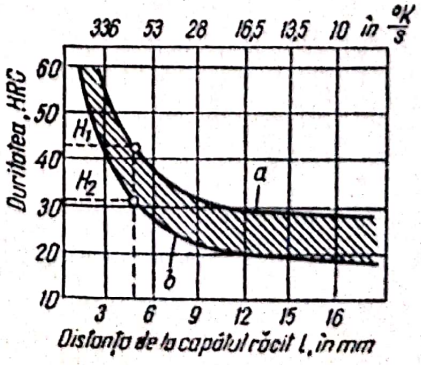


Fig. 11.10. Banda de călibilitate a unui oțel.

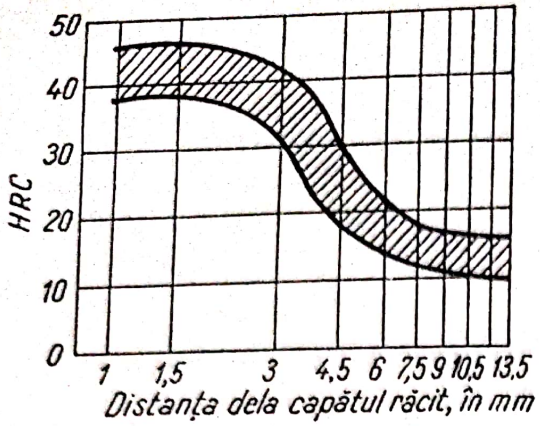


Fig. A.5.1. Bandă de călibilitate a oțelului OLC 25.

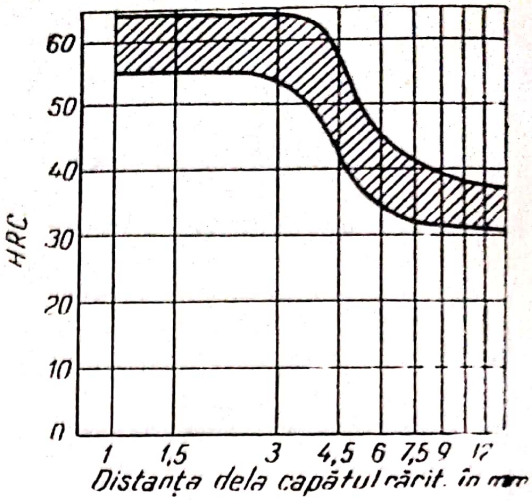


Fig. A.5.3. Bandă de călibilitate a oțelului OLC 60.

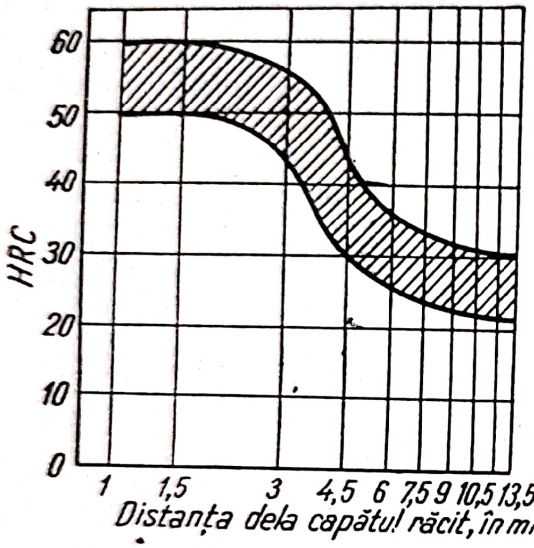


Fig. A.5.2. Bandă de călibilitate a oțelului OLC 35.

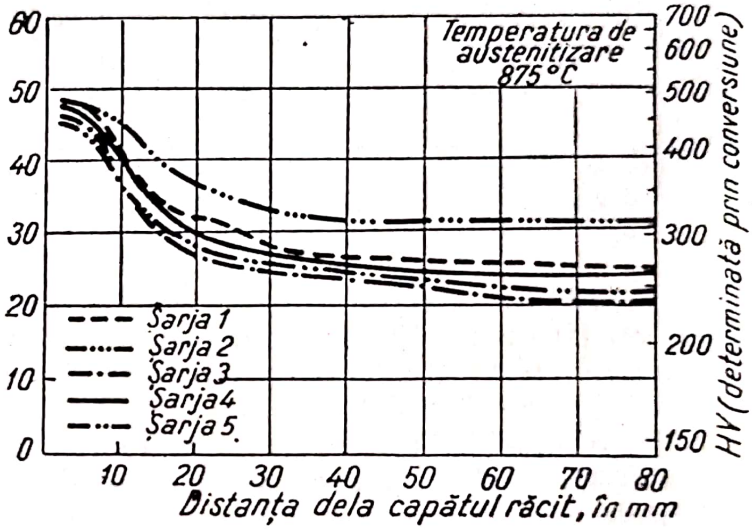


Fig. A.5.4. Bandă de călibilitate a oțelului 25 MoC11.

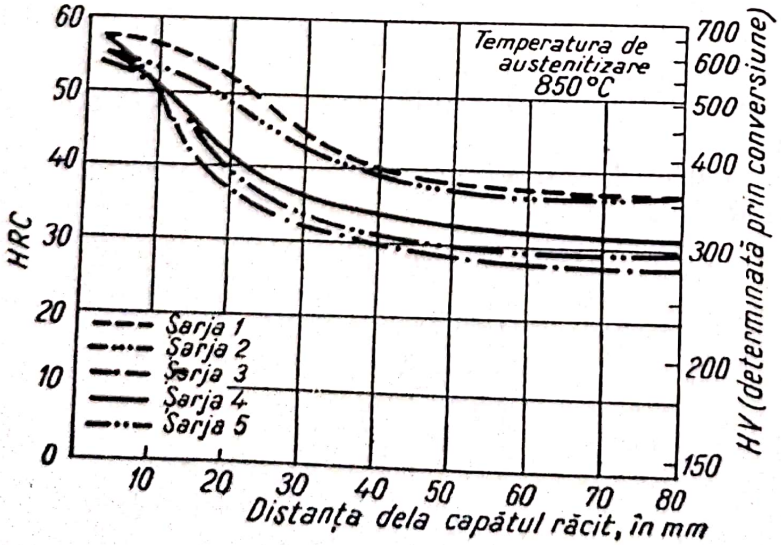


Fig. A.5.5. Bandă de călibilitate a oțelului 41 MoC11.

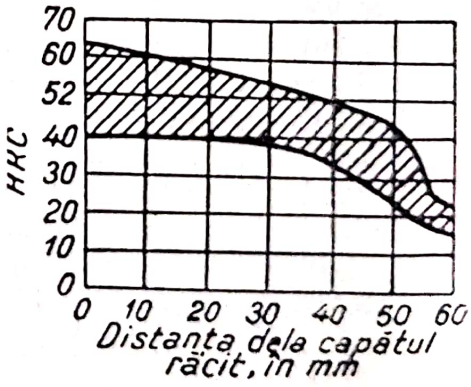


Fig. A.5.6. Bandă de călibilitate a oțelului 30 MoC10.

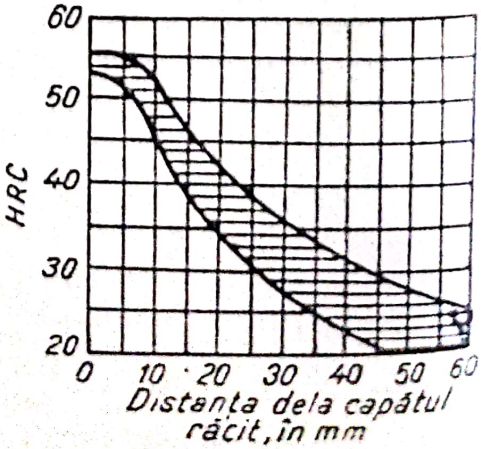


Fig. A.5.7. Bandă de călibilitate a oțelului 40 C 10.

Fontele cenușii obișnuite (STAS 568-75) au o structură de echilibru formată din: matrice perlitică, ferito-perlitică (fig. 11.11), feritică și grafit lamelar. În structură apar și insule de eutectic fosforos binar sau ternar. Matricea structurală depinde de C+Si și de viteza de răcire aplicată. Se simbolizează prin Fc 100 ... Fc 400, care arată că e vorba de o fontă cenușie cu rezistență minimă la rupere de 100 ... 400 N/mm².

Fontele nodulare (STAS 6071-75) au o structură de echilibru formată din: matrice perlitică, perlito-feritică, feritică și grafit sub formă de nodule (fig. 11.12). Matricea structurală depinde de compoziția chimică și de viteza de răcire aplicată după turnare.

Simbolizarea fontelor nodulare se face prin Fgn 400-12, care indică fonta cu grafit nodular având $\sigma_r = 400$ N/mm² și $\delta_{min} = 12\%$.

Ridicarea spectrului proprietăților mecanice a fontelor se obține prin călire și revenire.

Alegerea temperaturii de încălzire depinde de natura fontei și de dimensiunile pieselor. Se recomandă ca $T_{inc} = A_{c3_1} + (140 \ldots 160)$ °K, cînd se obține o structură formată din austenită și grafit. Ciclograma călirii fontelor este prezentată în figura 11.13, *b*. Încălzirea pînă la T_{inc} favorizează creșterea cantității de grafit la fontele perlitice sau apariția unei cantități ridicate de perlită la fontele ferito-perlitice. Cantitatea de perlită variază cu temperatura de încălzire conform figurii 11.14. Creșterea cantității de Si deplasează intervalul temperaturii favorizante diminuării perlitei spre valori mai ridicate (curba *a*, fig. 11.14). Această modificare structurală întîlnită la încălzirea fontelor se abate de la regula generală și este explicată de prezența grafitului, alături de austenită, care la răcire de la temperatura de încălzire schimbă energia fazelor. După răcirea fontei cenușii de la temperatura de călire ($T_{inc} = 1\,148 \ldots 1\,173$ °K) structura va fi formată din perlită, martensită și austenită reziduală. Austenita reziduală poate fi în proporție de 30 ... 50% și în timpul exploatării pieselor se transformă în martensită ca urmare a acțiunii forțelor exterioare, fapt care explică în mare măsură buna comportare la uzură a fontelor. Dacă fonta este aliată, atunci se schimbă starea energetică a fazelor și crește cantitatea de martensită formată diminuîndu-se A_{rez} și perlita. Din aceste motive se afirmă că se obțin rezultate bune la călirea fontelor aliate și nu-i necesar să se aplice călirea la fontele obișnuite, pentru că nu-i posibilă

Fig. 11.11. Structura de echilibru a fontelor cenușii obișnuite (MO × 300).

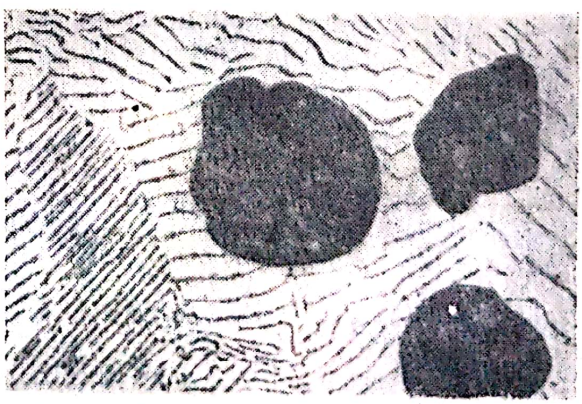


Fig. 11.12. Structura de echilibru a fontelor cenușii cu grafit nodular (M.O. × 400).

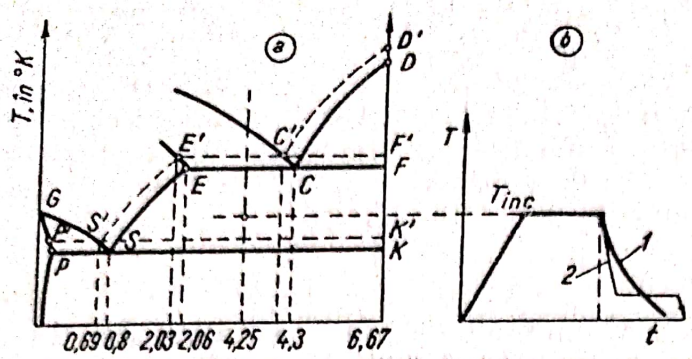


Fig. 11.13. Ciclograma călirii fontelor cenușii.

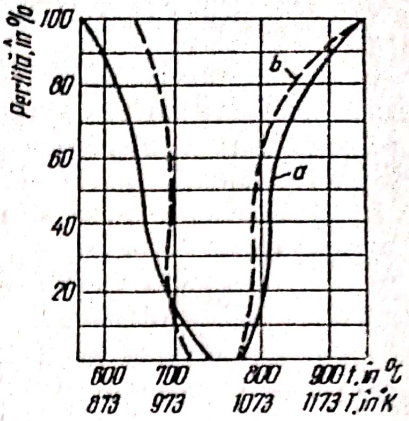


Fig. 11.14. Evoluția cantității de perlită din fonte cu temperatura de încălzire.

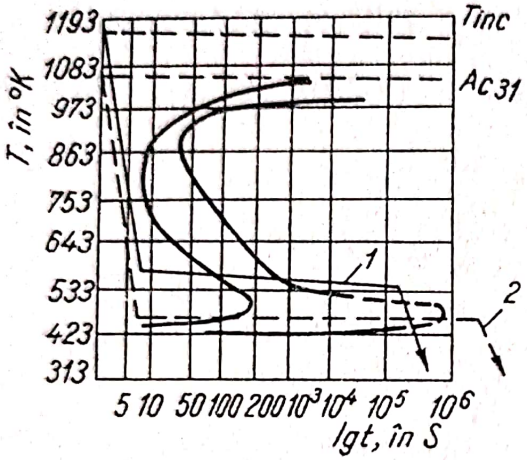


Fig. 11.15. Variante tehnologice ale călirii izoterme.

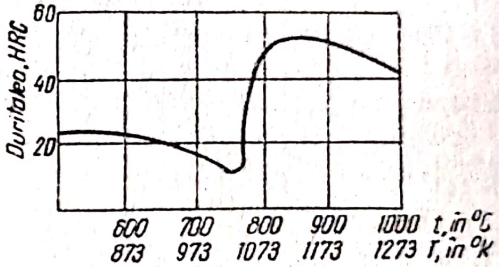


Fig. 11.16. Variația durității pieselor din fontă cenușie cu temperatura de călire.

transformarea martensitică decît în măsură mică. Durata de menținere la temperatura de încălzire se recomandă să se ia 1 ... 1,5 min/mm din secțiunea pieselor, durată ce se poate stabili prin metodica prezentată în capitolul 9.

De la temperatura de încălzire, răcirea pieselor poate fi făcută anizoterm sau izoterm (fig. 11.13). Călirea izotermă permite obținerea unor rezultate mai bune, comparativ cu cea anizotermă. Regimul de călire izotermă se stabilește pe diagrama *TTT* a fontei respective, 3% C și 2% Si (fig. 11.15).

Călirea izotermă la bainită (curba 1, fig. 11.15) sau călirea izotermă la martensită (curba 2, fig. 11.15) executată în băi de săruri topite asigură obținerea unor rezultate mai bune decît în cazul călirii anizoterme.

După călire proprietățile mecanice ale fontei, vor fi mai bune dacă temperatura de încălzire a fost de 1 148 ... 1 173 °K, fapt reliefat prin modificarea durității (fig. 11.16).

11.4. REVENIREA OȚELURILOR ȘI FONTELOR CĂLITE

11.4.1. Parametrii tehnologici ai revenirii

Revenirea este în fond destul de complexă și păstrarea anumitor valori pentru parametrii ei permite obținerea unei rezistențe la rupere ridicate asociate unei înalte rezilienșe (fig. 11.17).

Transformările structurale, respectiv proprietăţile mecanice nu depind numai de temperatură, ci şi de durata de menţinere, viteza de încălzire şi viteza de răcire.

Influenţa temperaturii şi duratei de menţinere asupra durităţii după revenire a oţelurilor este arătată în nomograma 11.18.

Dacă oţelurile sînt aliate cu elemente care formează carburi (Cr, Mo, W, V, Ti etc.) temperatura de revenire poate favoriza apariţia durităţii secundare, ca urmare a transformării unei cantităţi mai mari de austenită reziduală în martensită şi a precipitărilor fine de carburi (fig. 11.19). Duritatea secundară are valori mai mari decît cea primară şi din aceste motive se recomandă revenirea oţelurilor rapide la temperaturi de 773 ... 823 °K.

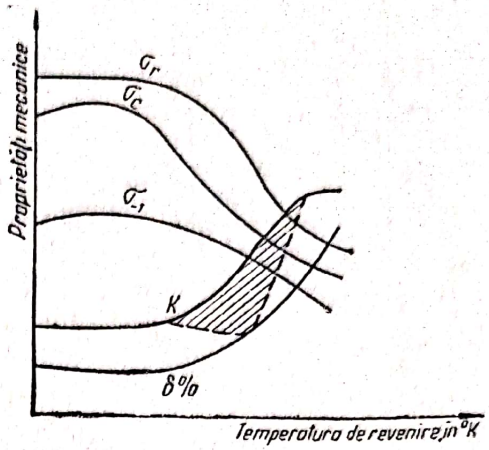


Fig. 11.17. Efectul temperaturii de revenire asupra proprietăţilor mecanice.

În cazul fontelor proprietăţile mecanice σ_r şi H sînt influenţate de temperatura de revenire (fig. 11.20), obţinîndu-se valori bune pentru revenirea la 773 ... 823 °K.

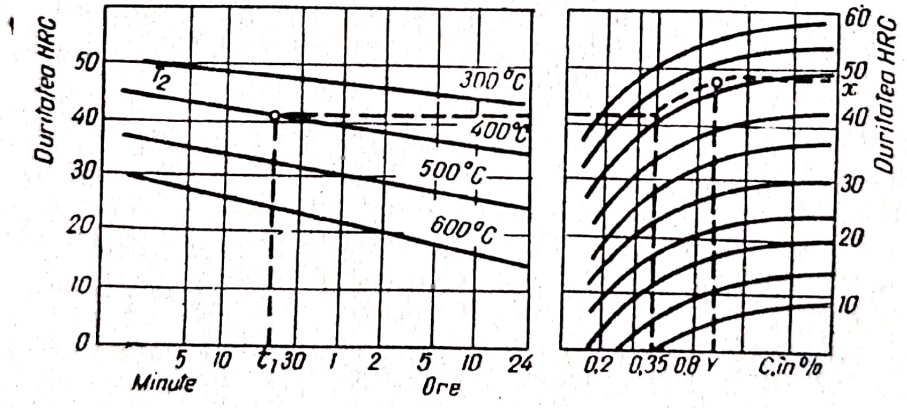


Fig. 11.18. Nomogramă pentru stabilirea parametrilor de revenire a oţelurilor.

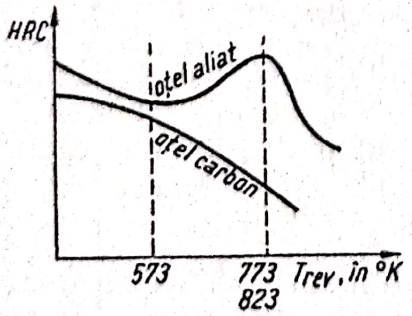


Fig. 11.19. Duritatea secundară la oţelurile bogat aliate.

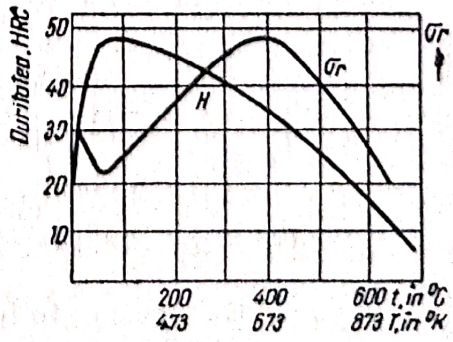


Fig. 11.20. Influenţa temperaturii de revenire asupra unor caracteristici de rezistenţă mecanică a pieselor din fontă cenuşie.

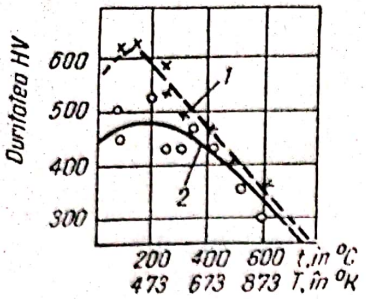


Fig. 11.21. Variația durității cu temperatura de revenire la oțelurile carbon obișnuite.

Viteza de încălzire la revenire se pare că nu are o influență deosebită asupra evoluției reacțiilor de transformare. Dacă ea este prea mare poate favoriza creșterea tensiunilor interne și pot apare fisuri (în piese cu alungirea specifică mică) sau deformări (în piese tenace). În general viteza de răcire după revenire n-are nici o influență dacă a fost atins echilibrul structural. Din contră această viteză are importanță, dacă nu s-a transformat austenita reziduală și dacă oțelurile sînt aliate cu elemente care le fac sensibile la fragilitatea de revenire. Se recomandă să se utilizeze viteze de răcire mai mari (răcirea în apă, ulei) pentru oțelurile aliate cu Mn, Cr și pentru cele cu un conținut ridicat în P, iar pentru oțelurile carbon de construcții se face răcirea cu viteză mică (în aer).

Pentru a se produce transformările de faze cît mai complet și pentru a se reduce tensiunile se recomandă aplicarea revenirilor multiple.

Efectul revenirii crește rapid cu temperatura de revenire. Pentru o durată mică de revenire (sub 1 oră) duritatea crește pînă la temperatura de 373 °K (pentru oțelurile carbon obișnuite) fapt ce se explică prin precipitarea particulelor fine de cementită.

De la temperaturile de 473 ... 573 °K se observă o descreștere accentuată a durității, fapt ce se datorește fenomenului de coalescență. În figura 11.21 se arată scăderea durității în funcție de temperatura de revenire la oțeluri cu durități inițiale diferite (1 — durități mari, 2 — durități mai mici) revenirea fiind făcută cu aceeași viteză de răcire în ambele cazuri.

Tipurile de revenire apar funcție de temperatura de încălzire și anume :

— *revenirea joasă* la care se face încălzirea la temperaturi de 423 ... 473 °K, iar structura este formată din martensită de revenire și austenită reziduală. Se elimină o mare parte din tensiunile interne, se obțin structuri mai stabile, se micșorează fragilitatea ;

— *revenirea medie* la care temperaturile de încălzire sînt 523 ... 623 °K cînd se obține o structură de martensită revenită și troostită de revenire, 623 ... ... 723 °K cînd se obține o structură troostitică de revenire, 723 ... 823 °K cînd se obține o structură troostito-sorbitică sau sorbitică de revenire ;

— *revenirea înaltă* la care temperatura de încălzire este de 773 ... 873° K, uneori 923 °K cînd se obține o structură de perlită globulară.

Se precizează faptul că structurile arătate mai sus, obținute după reveniri la diferite temperaturi, sînt specifice oțelului carbon eutectoid, iar la oțelurile slab aliate, mediu și bogat aliate se modifică intervalul temperaturilor ce favorizează apariția lor.

11.4.2. Fragilitatea de revenire

La anumite valori ale temperaturii de revenire (773 ... 823 °K) apar creșteri de duritate sau scăderi de rezilienă (fig. 11.22) și oțelurile devin fragile. Asupra fragilității de revenire s-au emis o serie de teorii dintre care socotim acceptabilă teoria că fragilitatea la revenire este o consecință a transformării austenitei reziduale în bainită și a procesului de separare a carburilor fine și cu grad

Scanned with OKEN Scanner

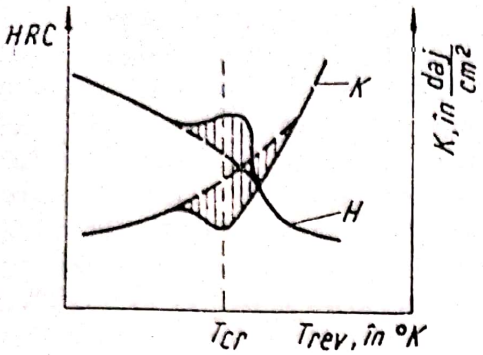


Fig. 11.22. Evidenţierea macroscopică a fragilităţii de revenire.

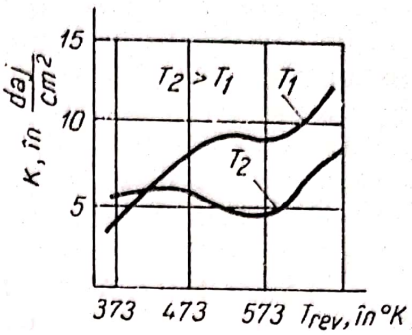


Fig. 11.23. Efectul temperaturii de călire asupra fragilităţii de revenire.

mare de dispersie. Creşterea temperaturii de revenire favorizează procesul de coalescenţă al carburilor şi în consecinţă se reduce duritatea şi creşte rezilienţa oţelurilor revenite.

Fragilitatea de revenire este influenţată de: temperatura de călire, durata revenirii, viteza de răcire aplicată pieselor revenite şi de compoziţia chimică a oţelului. Temperaturile de călire cu valori mai mari decît cele optime favorizează omogenizarea austenitei, creşterea granulaţiei şi în consecinţă se va obţine o cantitate mai mare de austenită reziduală care în timpul revenirii se transformă şi dă o fragilitate mai accentuată. Situaţia prezentată în figura 11.23 se referă la oţeluri carbon nealiate, care au fost călite de la temperaturi diferite $T_2 > T_1$, la care fragilitatea de revenire apare la $T_{cr} = 573$ °K şi este cunoscută ca fragilitate de revenire la temperaturi joase. Temperatura critică a fragilităţii de revenire depinde de compoziţia chimică a oţelului respectiv.

Evitarea apariţiei fragilităţii de revenire se poate realiza prin răcirea cu o viteză mai mare a materialului supus revenirii. Dacă acelaşi oţel, tratat în condiţii identice (călire, revenire) este răcit cu viteze diferite de la temperatura de revenire, se va atenua fragilitatea de revenire (fig. 11.24).

Sensibilitatea la fragilitatea de revenire depinde de compoziţia chimică a oţelului. Influenţa diverselor elemente de aliere asupra fragilităţii de revenire poate fi apreciată prin raportul rezilienţelor obţinute la răcirea cu viteze dife-

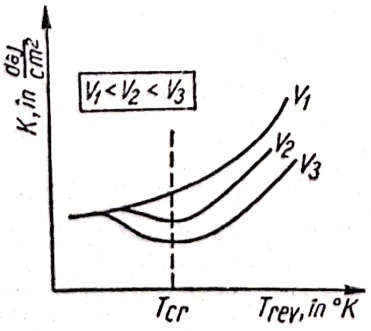


Fig. 11.24. Influenţa vitezei de răcire de la temperatura de revenire asupra fenomenului de fragilitate.

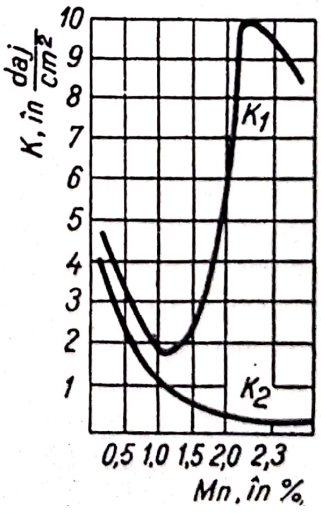


Fig. 11.25. Influenţa vitezei de răcire şi a Mn asupra fragilităţii de revenire.

rite a materialului. De exemplu un oțel aliat cu Mn, răcit cu viteze diferite $v_1 < v_2$, va da rezilienţele K_1 respectiv K_2 (fig. 11.25), care variază cu conţinutul în Mn. Sensibilitatea la fragilitatea de revenire este mai accentuată dacă K_1/K_2 are valoare mai mare. Dacă $K_1/K_2=1$ atunci oţelul respectiv prezintă sensibilitate la fragilitatea de revenire. Pentru a scoate în evidenţă influenţa diferitelor elemente de aliere ale oţelului se redau în tabelul 11.2 cîteva rezultate experimentale. Alierea cu Ni sau cu Mo reduce sensibilitatea la fragilitatea de revenire. Dintre elementele de aliere Mn măreşte cel mai mult sensibilitatea la fragilitatea de revenire. De exemplu la un conţinut de 0,25% Mn, $K_1/K_2=1,1$ iar la 2,8% Mn, $K_1/K_2=28$. O influenţă puternică privind sensibilizarea oţelurilor la fragilitatea de revenire o are şi fosforul.

Tabelul 11.2

Sensibilitatea la fragilitatea de revenire a unor oţeluri

Compoziţia chimică						KCU, daJ/cm² $T_{rev}=873$ °K		K_1/K_2
C	Mn	Cr	Ni	Mo	P	K_1 Răcire în apă	K_2 Răcire în cuptor	
0,30	2,2	—	—	—	—	10	0,5	20
0,30	2,2	—	—	0,5	—	8	6,9	1,2
0,30	0,6	0,7	3,6	—	—	7	4,8	1,5
0,30	0,2	0,7	3,6	0,3	0,07	7,9	6,2	1,3
0,30	0,1	0,7	3,6	0,4	0,07	8,4	7,6	1,1

Corectarea fragilităţii de revenire se poate face prin reveniri repetate la care se aplică viteze mari de răcire.

11.5. METODE DE CĂLIRE

Diversitatea materialelor folosite la fabricarea pieselor în construcţia de maşini, precum şi necesitatea obţinerii unor proprietăţi fizico-mecanice cît mai ridicate, a impus apariţia diferitelor metode de călire.

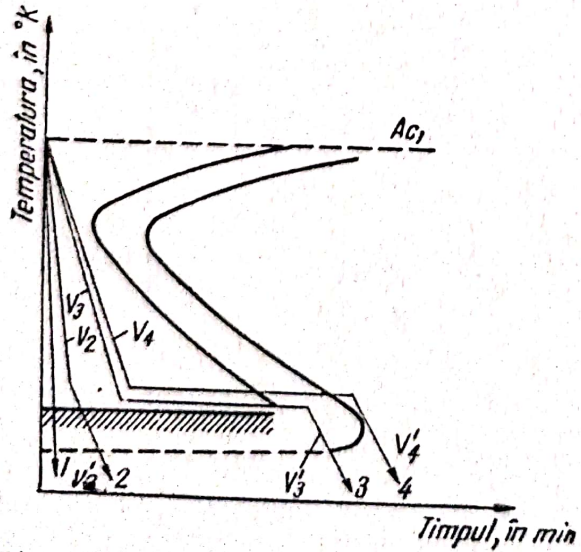


Fig. 11.26. Variante tehnologice ale călirii integrale.

11.5.1. Metode clasice de călire

Studiul acestor metode de călire se face pe baza curbelor TTT peste care se suprapun diferite viteze de răcire folosite (fig. 11.26).

Călirea obişnuită (sau călirea într-un singur mediu, fig. 11.26, curba 1). De la temperatura de călire, piesa se introduce în medii de răcire şi e menţinută pînă la completa răcire. Mediul folosit trebuie să asigure o viteză de răcire mai mare decît cea critică pentru oţelul respectiv. Metoda are neajunsul că viteza

de răcire are valori mari și în domeniul transformărilor martensitice, fapt ce favorizează apariția defectelor de călire. La piesele mici din oțel carbon și slab aliate se obțin și prin această metodă rezultate bune. Ca medii de călire se folosește apa pentru piesele din oțel carbon și uleiul pentru piesele din oțeluri slab aliate. Nu se recomandă folosirea acestui procedeu la piesele din oțel carbon cu un conținut mai mare de 0,8% C deoarece iau naștere tensiuni interne de valori mari care favorizează apariția fisurilor.

Călirea întreruptă (sau în două medii). De la temperatura de călire piesele se introduc în primul mediu de răcire, care le asigură o viteză mare de răcire v_2 și cînd temperatura piesei a ajuns în domeniul transformărilor martensitice se trece în al doilea mediu, care le asigură o viteză de răcire mai mică v_2', $v_2' < v_2$ (curba 2, fig. 11.26).

Neajunsul mare al acestei metode constă în aceea că nu se poate aprecia durata de menținere în primul mediu de răcire. Orientativ se recomandă ca această durată să fie de 1 s pentru fiecare 5 ... 6 mm din diametrul piesei. Mediile folosite sînt apa și uleiul. Procedeul pretinde muncitori cu înaltă calificare. Se recomandă să se aplice sculelor din oțel carbon de scule (OSC 7 ... ... OSC 13), cînd se obțin rezultate bune.

Tot ca o călire în două medii este socotită și călirea locală.

Partea din piesă ce urmează a fi călită se stropește cu un jet de apă sub presiune și cînd piesa are culoare întunecată, se cufundă în alt mediu cu viteză mai mică de răcire (de obicei ulei).

Călirea în trepte este asemănătoare cu călirea întreruptă (curba 3, fig. 11.26). De la temperaturile de călire piesele se cufundă într-un mediu care le asigură o viteză mare de răcire pînă în domeniul temperaturilor ceva mai ridicate decît cele corespunzătoare punctului de început al transformării martensitice. Mediul ales asigură oprirea răcirii la temperaturi superioare lui M_s. Se mențin un timp la temperatura constantă și apoi se introduc într-un mediu care asigură o viteză de răcire mai mică, $v_3' < v_3$. Transformările fazice nefiind decît începute la răcirea în primul mediu, se necesită grijă deosebită la alegerea valorii vitezei v_3' pentru a se evita defectele de călire.

Procedeul permite obținerea unor tensiuni minime de călire. Se recomandă să se aplice acest procedeu oțelurilor carbon și oțelurilor slab aliate călibile în apă. Procedeul are un mare dezavantaj că nu există posibilitatea stabilirii cu precizie a timpului de menținere în primul mediu de răcire, are însă avantajul că se asigură uniformizarea temperaturii în masa piesei.

Călirea izotermă. De la temperatura de călire piesele se introduc într-o baie de săruri sau metale topite care le asigură răcirea pînă în domeniul transformărilor martensitice cu viteză mai mare decît cea critică. Transformarea martensitică se realizează astfel la temperatură constantă.

Temperatura de oprire a răcirii se alege prin natura mediului de răcire folosit, în funcție de calitatea materialului călit.

După menținerea izotermă, piesele se răcesc cu orice viteză v_4', aceasta ne mai avînd importanță, dat fiind faptul că transformările structurale s-au terminat în cea mai mare parte (curba 4, fig. 11.26). Mediile folosite sînt : băile de săruri sau metalele topite și aerul. Prin această metodă se obțin rezultate deosebit de bune la oțelurile aliate. Este un procedeu scump necesitînd instalații speciale, dar asigură obținerea unor proprietăți mecanice bune (durități mari și rezilience bune).

Scanned with OKEN Scanner

11.5.2. Călirea la temperaturi joase

Oţelurile cu un conţinut mai mare de 0,6% C au punctul M_f situat la temteraturi sub 273 °K. Cercetările efectuate pînă acum şi publicate precizează că M_f=200 . . . 180 °K la oţelurile carbon de construcţie şi M_f=173 . . . 152 °K la oţelurile aliate.

Tratamentul termic sub 273 °K este influenţat de poziţia punctelor M_s, M şi M_f ale transformărilor martensitice.

Cu cît punctul M_s este situat la temperaturi mai joase tratamentul termic va fi mai eficace. Acest lucru se explică prin prezenţa în structură a unei cantităţi mai mari de austenită reziduală în urma călirii obişnuite şi care prin transformare la răciri la temperaturi joase face posibilă ridicarea proprietăţilor mecanice ale oţelurilor.

Punctul M dă indicaţii asupra duratei întreruperii răcirii după călirea în medii obişnuite şi călirea la temperaturi joase.

Punctul M_f dă indicaţii asupra temperaturii la care trebuie să se răcească piesele pentru a se obţine o cantitate cît mai mare de martensită formată. Călirea la temperaturi joase favorizează transformarea austenitei reziduale în martensită.

Pentru călire la temperaturi joase se imersează piesele în amestecuri refrigerente, alese astfel ca temperatura lor să fie apropiată sau sub punctul critic M_f al aliajului. Ca amestecuri refrigerente se recomandă cele prezentate în tabelul 11.3. Durata de menţinere la temperatura amestecului refrigerent variază între 1 . . . 3 ore, ea nu prezintă importanţă deosebită, timpul fiind necesar atingerii temperaturii mediului şi de către centrul piesei.

Tabelul 11.3

Amestecuri refrigerente folosite pentru călire

Compoziţia amestecului	Temperaturi, °K
Zăpadă carbonică + alcool	273 . . .200
Zăpadă carbonică + azot lichid	173 . . .123
Azot lichid	77
Aer lichid	100
Oxigen lichid	90

Călirea la temperaturi joase se poate aplica oţelurilor a căror punct critic M_f este situat sub 273 °K (oţelurile carbon peste 0,6% C şi cea mai mare parte a oţelurilor aliate) şi se recomandă în următoarele cazuri:

– pentru durificarea oţelurilor speciale de construcţie cementate şi călite (chiar şi revenite la 433 °K) cînd duritatea creşte cu 2 . . . 10 *HRC*;

– pentru mărirea tensiunilor de compresiune în straturile superficiale la oţelurile cementate şi călite pentru a obţine creşterea limitei la oboseală;

– pentru stabilitatea dimensională a calibrelor, tampoanelor executate din oţeluri speciale. Călirea la temperaturi joase stabilizează atît martensita cît şi austenita, şi ca atare dimensiunile instrumentelor rămîn stabile;

– pentru durificarea oţelurilor rapide (se favorizează transformarea austenitei reziduale şi creşterea proprietăţilor mecanice);

– pentru durificarea oţelurilor cu conţinut ridicat în Cr.

Scanned with OKEN Scanner

Spre a mări cantitatea de austenită reziduală transformată este bine să se aplice mai multe răciri la temperaturi joase, separate prin reveniri joase. Se recomandă ca răcirea la temperaturi joase să se aplice imediat după călirea în medii obișnuite.

Se menționează că există pericolul de a se produce fisuri datorită acestei răciri energice. Un mijloc de a micșora acest risc este protejarea pieselor cu un material izolant (azbociment).

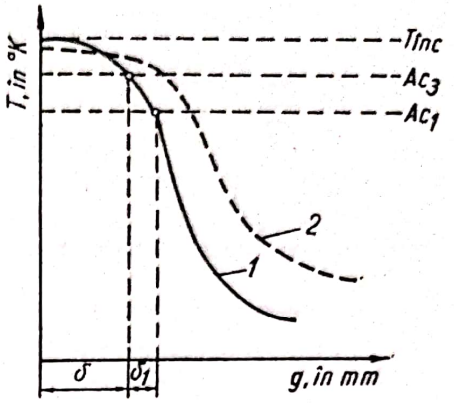


Fig. 11.27. Variația temperaturii la călirea de suprafață.

11.6. CĂLIREA SUPERFICIALĂ A OȚELURILOR

Mărirea vitezei de încălzire permite ridicarea temperaturii straturilor superficiale peste cea critică un timp scurt, încît restul materialului are temperaturi mai scăzute (fig. 11.27).

Încălzirea pieselor cu energii concentrate permite obținerea în straturile superficiale a temperaturii de călire (δ, fig. 11.27), iar în straturile interioare încălzirea se face sub punctele critice și nu apar transformări de fază. Între straturile superficiale călite și miezul piesei necălit, apar straturi intermediare (δ_1, fig. 11.27) călite incomplet. Adîncimea stratului călit depinde de intensitatea energiei folosite și de timpul ce se scurge între oprirea încălzirii și aplicarea răcirii. Curba 2, figura 11.27, apare atunci cînd între încetarea încălzirii și aplicarea răcirii trece un timp suficient încît apare o transmitere de căldură prin conducție spre straturile interioare.

Călirile superficiale se realizează prin încălziri cu flacără oxigaz, prin rezistență electrică de contact, prin curenți induși sau prin încălziri parțiale în băi de săruri sau metale topite, a căror temperatură este ridicată. Încălzirea de suprafață permite concentrarea unor energii mari: 25 kW/cm² la încălzirea prin curenți induși de mare frecvență, 1,5 kW/cm² la încălzirea cu flacără oxigaz și 0,015 kW/cm² la încălzirea în băi de săruri.

11.6.1. Călirea prin încălzire cu flacără oxigaz

Piesa primește o mișcare de rotație (sau este staționară), iar arzătorul 1 se deplasează de-a lungul generatoarei cu o anumită viteză (fig. 11.28), fiind urmat la o distanță *a* de conducta de răcire 2, prin care se transmite lichidul de răcire sub presiune de 2 ... 4 atmosfere. Adîncimea stratului călit: δ = 5 ... 10 mm depinde de: intensitatea flăcării, avansul arzătorului, distanța dintre arzător și conducta de răcire.

Dacă intensitatea flăcării este mare, avansul mic și distanța *a* este mică, atunci se realizează adîncimi mici de călire.

Flacăra poate fi formată prin arderea unui amestec de acetilenă (C_2H_2), propan (C_3H_8), butan (C_4H_{10}) sau etilen (C_2H_4) și oxigen, în proporții care să dea o flacără cu caracter reducător și nu oxidant. Cea mai largă utilizare o are amestecul $O_2/C_2H_2 = 1{,}1 \ldots 1{,}2$ care dă o flacără cu următoarele zone caracteristice (fig. 11.29): nucleul luminos 1, unde amestecul se încălzește pînă la

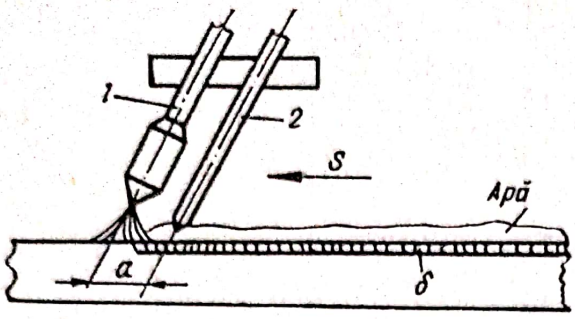


Fig. 11.28. Schema procedeului de călire cu flacără oxigaz.

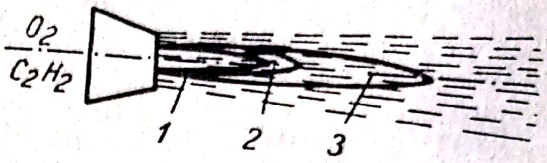


Fig. 11.29. Zone caracteristice la flacăra oxigaz.

temperatura de aprindere ; zona primară reducătoare 2, în care se află concentrate produsele arderii ; zona secundară, în care arderea este incompletă. Se recomandă folosirea pentru încălzire a zonei a doua, realizîndu-se astfel o distanţă mică între arzător şi piesă.

Pot apare supraîncălziri şi arderi de material, deoarece nu se pot stăpîni toţi parametrii încălzirii, fapt ce constituie un mare neajuns. Metoda se foloseşte la călirea batiurilor de maşini-unelte, arborilor, roţilor dinţate, frezelor.

11.6.2. Călirea prin încălzirea datorită rezistenţei electrice

Piesa execută o mişcare de rotaţie şi este în legătură cu circuitul secundar al unui transformator de curent electric ($U=2 \ldots 4$ V, $I=500 \ldots 15\,000$ A, fig. 11.30). Prin trecerea curentului de la electrodul *e* la piesa *p*, pe suprafaţa de contact electrod-piesă apare o densitate mare de curent care datorită efectului Joule-Lenz va provoca încălzirea straturilor de suprafaţă într-un timp scurt. Temperatura pe grosimea piesei variază de maniera arătată în figura 11.31.

Straturile *I* şi *III* au temperaturi mai mici decît Ac_3 şi nu se vor căli corespunzător, iar stratul *II* are temperaturi peste Ac_3 şi se va căli corespunzător. Temperatura mai scăzută a stratului *I* se explică prin pierderile mari de căldură datorită radiaţiei intense, grosimea acestui strat fiind mică.

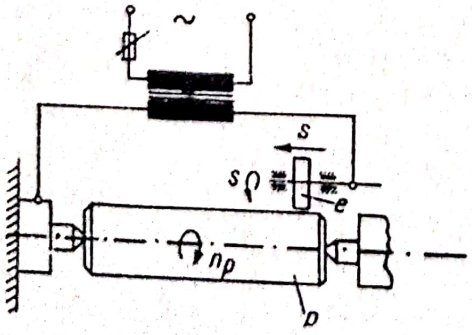


Fig. 11.30. Schema procedeului de călire prin contact electric.

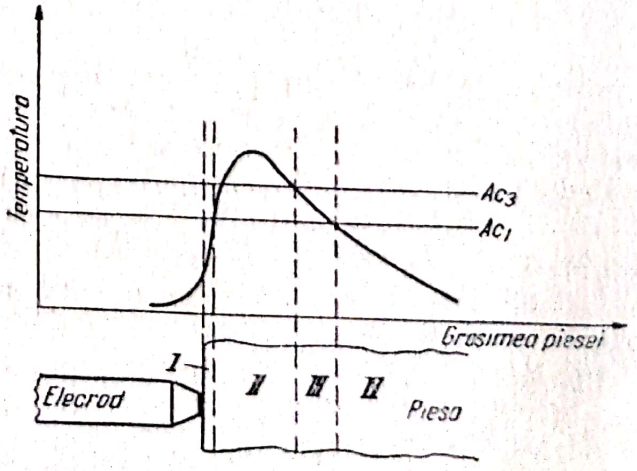


Fig. 11.31. Variaţia temperaturii de călire prin contact electric.

Electrodul de Cu (disc) se deplasează cu un anumit avans pe generatoare, iar răcirea piesei se face cu lichid sub presiunea 1 ... 2 atm. Pe suprafaţa piesei apar benzi de duritate diferită, la călirea succesivă a straturilor pe generatoare se creează condiţii de revenire a unor zone (fig. 11.32). Zona *A* este încălzită după călire şi în consecinţă va avea o duritate mai mică.

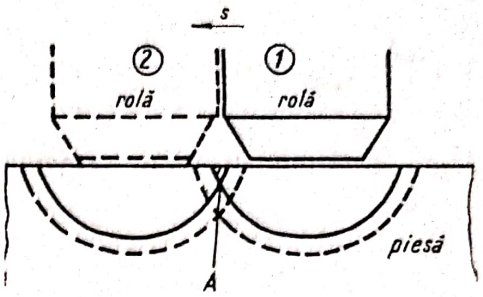


Fig. 11.32. Formarea benzilor de duritate diferită la călirea prin contact electric.

Productivitatea mică şi apariţia benzilor de duritate diferită constituie neajunsuri ale metodei şi ca atare răspîndirea ei în producţie nu este prea mare. Se utilizează la călirea arborilor axelor pentru maşini-unelte, pentru reductoare etc.

11.6.3. Călirea prin încălzire cu curenţi induşi de înaltă frecvenţă

Piesa este înconjurată de un inductor străbătut de un curent alternativ de înaltă frecvenţă (fig. 11.33). Instalaţia este formată din: generatorul de înaltă frecvenţă *G*, bateria de condensatori *C* pentru compensarea reactanţei inductive a circuitului de sarcină, un transformator *t* coborîtor de tensiune şi inductorul *i* cu una sau mai multe spire, care înconjoară piesa *p* ce urmează a fi călită. Încălzirea straturilor superficiale se realizează datorită efectului pelicular şi a energiei electromagnetice, care se transformă în căldură prin efectul Joule-Lenz.

Adîncimea de pătrundere a curenţilor induşi depinde de caracteristicile fizice ale materialului şi de frecvenţa curentului folosit:

$$p = 5{,}03 \cdot 10^3 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}}, \text{ cm}, \qquad (11.2)$$

în care: f este frecvenţa curentului folosit, Hz; μ — permeabilitatea magnetică, Gs/Oe; ρ — rezistivitatea materialului, Ohm cm.

Deoarece ρ şi μ variază cu cîmpul magnetic şi cu temperatura (fig. 11.34 şi 11.35), pătrunderea curentului va fi dependentă în principal de frecvenţa utilizată.

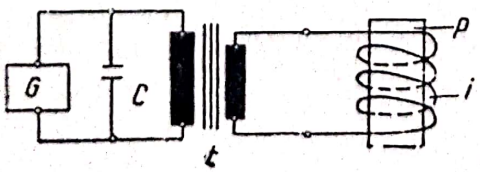


Fig. 11.33. Schema de principiu la încălzirea prin c.i.f.

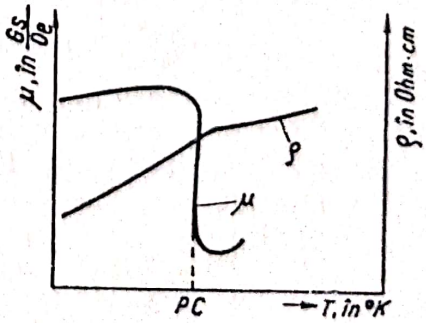


Fig. 11.34. Variaţia unor mărimi magnetice şi electrice cu temperatura de încălzire.

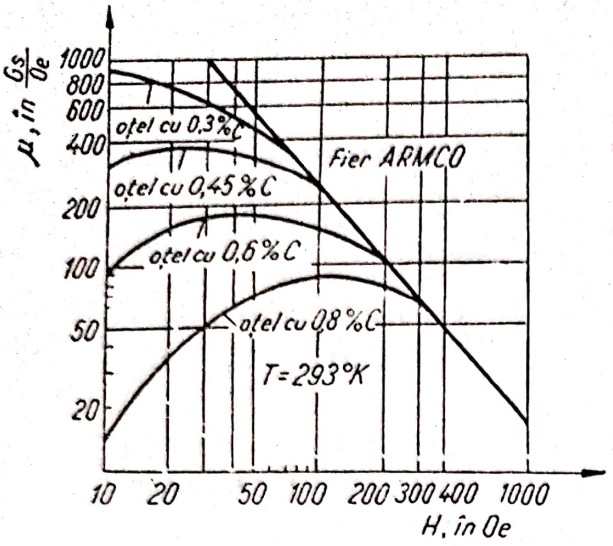


Fig. 11.35. Valorile lui μ și H pentru diferite concentrații în C.

Variația rezistivității electrice se determină cu relațiile :

$$\rho_{293\,°K} = 12 + 3\ C,\ \text{microohmi cm};$$

$$\rho_{T\,°K} = \rho_{293} + \left(1 + \frac{T}{120}\right),\ \text{microohmi cm}, \quad (11.3)$$

ținînd seama de conținutul în carbon al oțelului.

Inductorii folosiți vor avea forma adecvată pieselor supuse încălzirii (se recomandă ca la încălzirea bucșelor să se utilizeze ecranarea cu miez de Fe pentru a mări concentrația fluxului magnetic spre piesă).

Adîncimea stratului încălzit depinde de pătrunderea curenților induși, de durata încălzirii, de pierderile de căldură prin convecție, radiație și prin disiparea energiei termice în piesă datorită conductivității materialului.

Temperatura la o distanță oarecare de la suprafața piesei se determină cu relația :

$$T_x = T_s - \frac{(T_s - T_a)\,[f(\alpha, F_0) - f(\alpha, \beta, F_0)]}{F(\alpha, F_0) + F_0},\ °K, \quad (11.4)$$

în care : T_s este temperatura suprafeței, °K ; T_a — temperatura inițială a piesei $\simeq 293$ °K ; $F_0 = \frac{at}{R^2}$ criteriul adimensional F o u r i é ; $\alpha = 1 - \frac{p}{R}$ — adîncimea relativă a stratului încălzit ; $\beta = \frac{R_x}{R}$ — raportul între raza punctului considerat și raza piesei.

Pentru determinarea funcțiilor $f(\alpha, \beta, F_0)$ se vor folosi nomogramele din anexa 6.

Durata aproximativă a încălzirii se determină cu relația :

$$t = \frac{m c_p \cdot \Delta T}{P_s A},\ s, \quad (11.5)$$

în care : m este masa materialului încălzit, kg ; c_p — căldura specifică, J/kg·gr , $\Delta T = T_m - T_a$, °K ; T_m — temperatura medie a stratului încălzit ; $P_s = \frac{K\Delta T}{\delta}$; W/m² — puterea specifică necesară încălzirii ; $K = 30$ W/mgr conductivitate termică medie ; A — suprafața supusă încălzirii, m².

Puterea instalației de curenți de înaltă frecvență se determină luînd în considerare P_s și randamentul total η precum și suprafața supusă încălzirii :

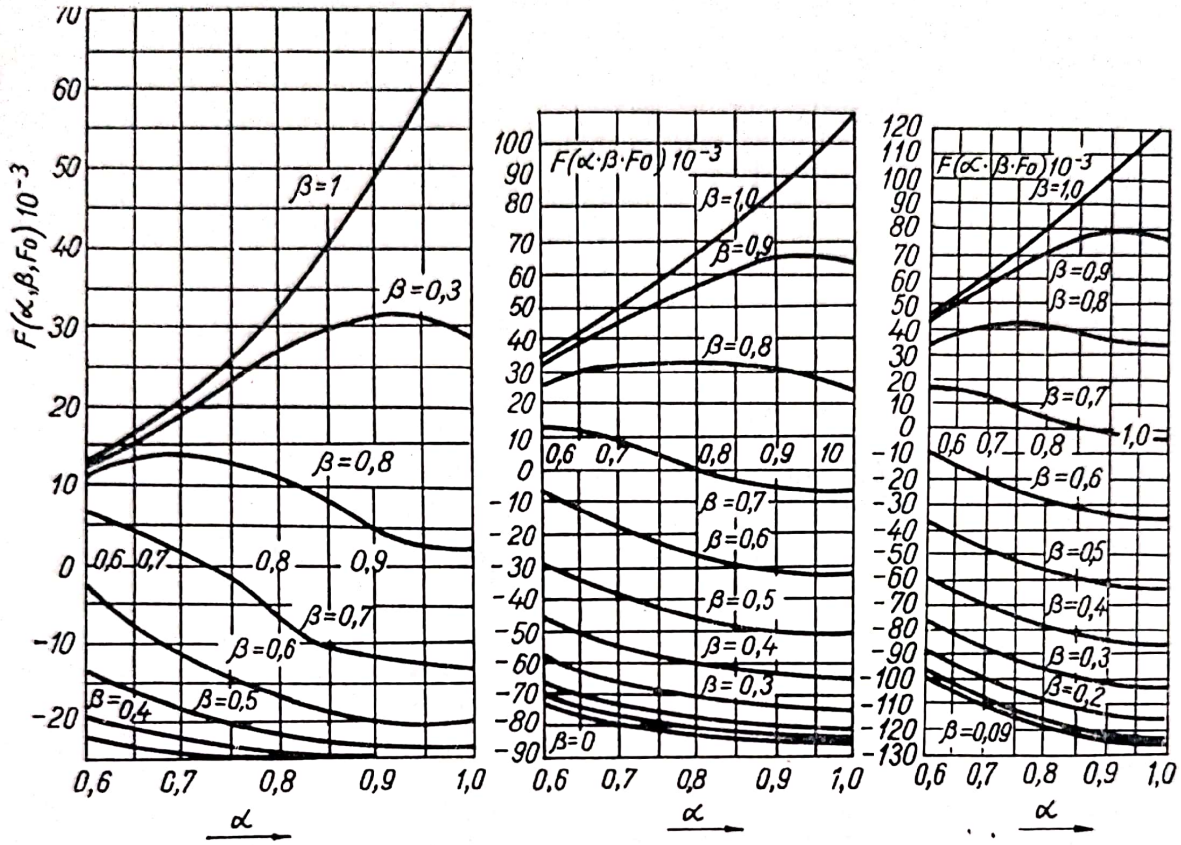
$$P_g = P_s \frac{A}{\eta},\ kW, \quad (11.6)$$

în care : $\eta = \eta_g \eta_{tr} \eta_t \eta_t = (0{,}75 \ldots 0{,}85)\,(0{,}80 \ldots 0{,}90)\,(0{,}90 \ldots 0{,}94)$

$$(0{,}20 \ldots 0{,}50) = 0{,}11 \ldots 0{,}36. \quad (11.7)$$

Scanned with OKEN Scanner

Valoarea lui α, β, F_0 pentru încălzirea prin c.i.f.



(η_g – randament generator; η_{tr} – randament transformator; η_i – randament inductor; η_t – randament termic).

Călirea prin curenți de înaltă frecvență (c.i.f) are următorii parametrii tehnologici; frecvența f_r, adîncimea de călire δ; temperatura de încălzire T_s, durata încălzirii t și puterea specifică P_s. Se recomandă ca adîncimea de călire să aibă valori de 0,2 ... 6 mm funcție de diametrul piesei.

Frecvența optimă se alege în funcție de dimensiunile pieselor și de adîncimea de călire necesară. Valoarea frecvenței optime pentru căliri superficiale, pentru δ=0,2 ... 6 mm se calculează cu relația:

$$f_{opt}=\frac{K10^4}{x^2},\ \text{Hz}, \qquad (11.8)$$

în care: K=6 pentru piese de formă simplă, cilindrice sau plate; K=5 pentru piese de forme complexe, cu nervuri, renuri; K=2 pentru roți dințate; x este diametrul sau grosimea pieselor cilindrice sau plate, respectiv modulul m al roților dințate, mm;

Pentru călirile superficiale se recomandă folosirea următoarelor frecvențe (tab. 11.4).

Din punct de vedere tehnologic călirea cu încălzire prin c.i.f. poate fi simultană (fig. 11.36, *a*) sau succesivă (fig. 11.36, *b*).

La călirea simultană se folosesc inductoare combinate cu dispozitivul de răcire (fig. 11.36, *a*). Se încălzește piesa *p*, se întrerupe curentul electric și se proiectează apa sub presiune pe suprafața încălzită. Inductorul are o construcție complicată și are dimensiunile: $H=h+2a$ și $D_i=d+2a$. Se recomandă

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 11.4

Recomandări privind alegerea frecvenței curentului pentru călirea superficială a pieselor

Diametrul sau diametrul echivalent al piesei d, mm	δ, mm	f_{opt} kHz	Tipul generatorului	
			Convertizor	Electronic
5...10	0,2...1,0	100	—	Da
10...25	1,0...2,0	30	—	Da
25...50	2,0...4,0	10	Da	—
50...100	3,0...5,0	4	Da	—
100	4,0...6,0	1	Da	—

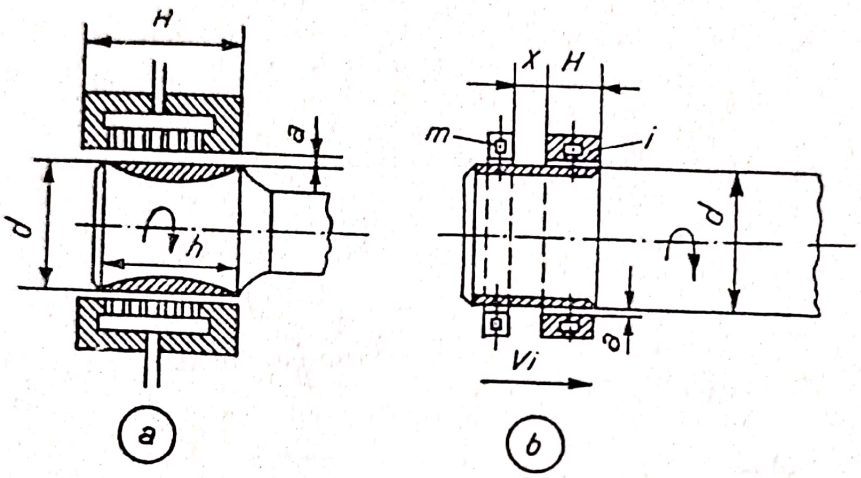


Fig. 11.36. Variante tehnologice ale călirii prin c.i.f.

ca $a=2...4$ mm, respectiv un interstițiu piesă inductor cît mai mic (h este lungimea porțiunii din piesă ce trebuie călită). Metoda se pretează pentru călirea pieselor de lungime mică, sau pentru călire locală.

În cazul călirii succesive piesa execută o mișcare de rotație, inductorul i și manșonul m ce o înconjoară, execută o mișcare de translație v_i. Manșonul m este situat la o distanță x de inductorul i. Suprafața încălzită de inductorul i este apoi răcită prin jeturile de lichid proiectate prin manșonul de răcire. Metoda se pretează la călirea pieselor de orice lungime. Avansul v_i la călirea succesivă se determină luînd în considerare durata încălzirii stratului superficial, productivitatea și puterea generatorului. Lățimea inductorului $H = \frac{v_i}{t}$ [cm] și $D_i = d + 2a$.

Călirea prin curenți de înaltă frecvență, are productivitate mare, poate fi automatizată, nu produce oxidare accentuată a suprafețelor, se poate regla ușor adîncimea stratului încălzit și temperatura acestuia.

La piesele cu complexitate mare se întîmpină greutăți la fabricarea inductoarelor și la stabilirea regimurilor de încălzire, fapt care reprezintă un dezavantaj.

Instalațiile de călire prin c.i.f. sînt prevăzute cu ecrane din cupru, pentru a feri operatorul de contactul cu piesa sau inductorul și a-l proteja de cîmpul magnetic ce are o influență biologică nefastă.

Scanned with OKEN Scanner

Fontele cenuşii cu grafit lamelar prezintă dificultăţi la călirea superficială, deoarece grafitul şi alte segregaţii structurale constituie concentratori de tensiune şi există pericolul apariţiei fisurilor. Se obţin rezultate bune la călirea superficială a fontelor nodulare şi maleabile.

După călirea superficială (prin oricare din metodele prezentate), piesele se supun unei reveniri joase (T_{inc}=373 ... 523 °K) cu scopul de a le detensiona. Durata de menţinere se determină în funcţie de dimensiunile şi complexitatea pieselor şi este cuprinsă între 1 ... 2 ore, iar răcirea se face în aer. Cele mai bune rezultate privind spectrul proprietăţilor mecanice se obţin prin călirea superficială prin curenţi induşi de înaltă frecvenţă, fapt care justifică şi extinderea ei pe scară industrială.

11.7. UNELE DEFECTE CE APAR LA CĂLIRE-REVENIRE

Defectele ce apar la călire-revenire pot fi grupate conform schemei din figura 11.37.

Problema oxidării şi decarburării a fost analizată în capitolul 9 şi s-au prezentat şi posibilităţile de reducerea lor.

Supraîncălzirea, arderea, subîncălzirea, apar atunci cînd nu se respectă parametrii tehnologici ai tratamentului termic. Cînd temperatura de încălzire este mai mare decît cea optimă se favorizează creşterea grăunţilor, creşterea cantităţii de grafit la fonte şi în consecinţă sînt diminuate proprietăţile mecanice ale materialului. Remedierea acestui defect se poate face prin aplicarea unei recoaceri de normalizare. Dacă încălzirea se face la temperaturi foarte mari, apropiate de *linia solidus* atunci apar topiri zonale, în special la limitele grăunţilor, slăbeşte legătura intergranulară, creşte tendinţa spre fragilizare a

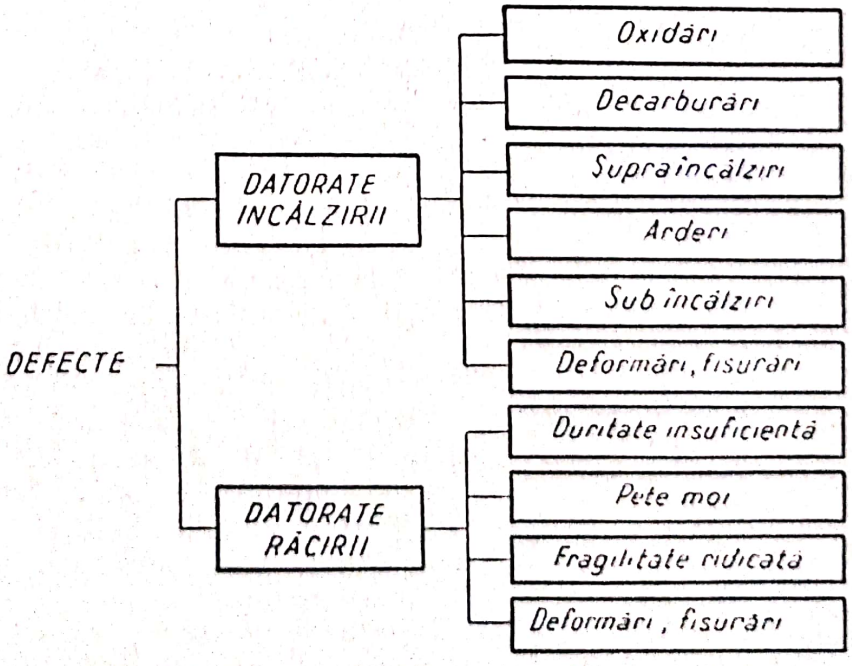


Fig. 11.37. Clasificarea defectelor ce apar la încălzire şi răcire.

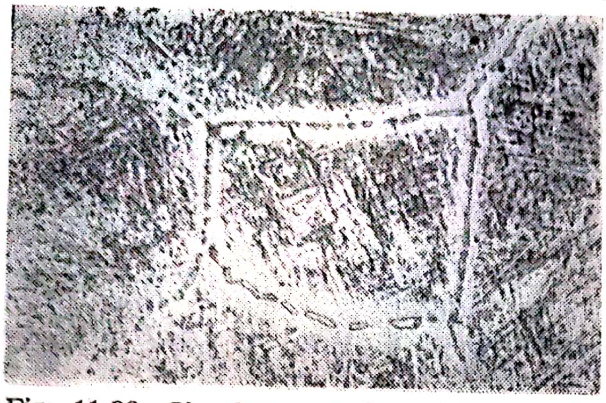


Fig. 11.38. Structura metalografică a unui oţel ars (MO × 500).

materialului. Aspectul unui oţel ars este prezentat în figura 11.38. Acest defect nu poate fi remediat şi materialul este rebutat.

Duritatea insuficientă apare atunci cînd nu s-a respectat sau n-a fost bine ales regimul de tratament termic. Dacă temperatura de încălzire, durata de menţinere sau viteza de răcire n-au avut valori apropiate de cele optime pentru materialul respectiv, atunci transformările structurale nu sînt în concordanţă cu cele urmărite şi nu se obţine duritatea prescrisă. Remedierea acestui defect se face prin aplicarea corectă a tratamentului termic, ştiut fiind faptul că transformările structurale în oţeluri şi fonte au caracter reversibil. Petele moi şi tendinţa mare spre fragilizare apar atunci cînd regimurile de tratament termic nu sînt respectate. Dacă oţelurile hipoeutectoide sînt încălzite la $Ac_1 < T < Ac_3$, în structura finală, după călire, apar insule de ferită, care constituie pete moi şi care favorizează amorsarea fisurilor în cazul solicitărilor la torsiune şi încovoiere. Supraîncălzirea materialului favorizează creşterea grăunţilor şi în consecinţă şi apariţia după călire a unei martensite grosolane, fapt care măreşte tendinţa spre fragilizare a materialului. Se pot remedia aceste defecte prin refacerea corectă a tratamentului termic.

Deformările, îndoirile, fisurile pieselor supuse călirii şi revenirii sînt o consecinţă a încălzirilor şi răcirilor neuniforme sau necorespunzătoare şi a tensiunilor termice şi structurale ce iau naştere. Încălzirea şi răcirea neuniformă provoacă tensiuni interne de natură termică şi structurală a căror acţiune se exteriorizează prin strîmbarea pieselor (fig. 11.39, *a*). Transformările structurale sînt însoţite de modificări de volum, creîndu-se astfel tensiuni structurale care cumulate cu cele termice produc modificarea formei pieselor. De exemplu, feţele unui cub devin convexe, cilindrul îşi măreşte diametrul, iar piesele disc îşi măresc grosimea şi-şi micşorează diametrul. Concomitent cu deformarea pieselor poate avea loc şi fisurarea lor dacă tensiunile interne au valori mai mari decît rezistenţa admisibilă a materialului. Fisurile, crăpăturile sînt favorizate de viteze mari de încălzire, de supraîncălziri, de viteze prea mari de răcire în special în domeniul punctului M_s, care dau naştere la tensiuni termice şi structurale de valori prea mari. Fisurile, crăpăturile apar de obicei în zonele de schimbare a secţiunii pieselor, în zone cu neomogenităţi chimice sau structurale în general, în zonele unde apar concentrări de tensiuni interne.

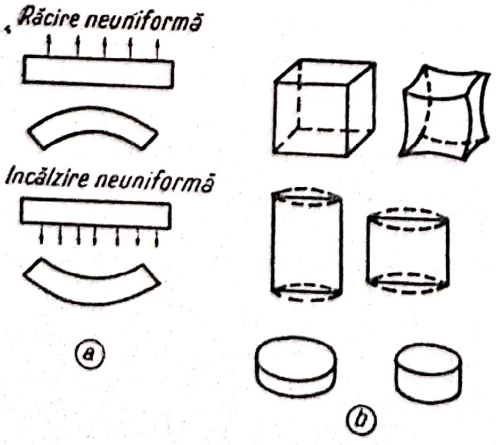


Fig. 11.39. Deformarea pieselor la tratament termic.

Tensiunile interne (termice şi structurale) sînt influenţate de natura şi forma materialului şi de parametrii tehnologici

Scanned with OKEN Scanner

ai tratamentului termic. Factorii de influenţă asupra tensiunilor interne, dependenţi de natura materialului sînt :

— conţinutul în carbon. La o călire martensitică, o creştere de 0,1% C conduce la mărirea volumului piesei cu circa 0,1% ;

— gradul de aliere al oţelului. Creşterea gradului de aliere a oţelului conduce la micşorarea conductivităţii lui termice şi în consecinţă la creşterea valorii tensiunilor termice ;

— grăuntele ereditar grosolan, măreşte tendinţa de apariţie a tensiunilor interne tocmai prin creşterea lui mai accentuată la ridicarea temperaturii peste punctele critice ;

— neomogenitatea structurală pe secţiunea piesei (cauzată de călibilitate şi segregări) favorizează creşterea stării de tensiuni.

Parametrii tehnologici ai călirii pot avea influenţă nefastă asupra stării de tensiuni interne şi anume :

— încălzirea cu viteză prea mare, supraîncălzirea provoacă creşterea tensiunilor termice ;

— răcirea cu viteză prea mare în special în zona de început a formării martensitei, favorizează cumularea tensiunilor termice cu cele structurale ;

— modificările structurale, contribuie la modificările de volum ale pieselor, datorită volumelor specifice diferite ale constituenţilor structurali ;

Modificările de volum şi liniare la diferite transformări de fază în oţeluri se pot determina cu relaţiile din tabelul 11.5.

Tabelul 11.5.

Relaţii de calcul a modificării de volum şi a lungimii probelor din oţel la transformarea totală

Tipul transformării	Modificare de volum, %	Modificarea lungirii, %
Perlita globulară ⇒ austenită	$V=-4{,}64+2{,}21\ C$	$\Delta L=-0{,}0155+0{,}0074C$
Austenita ⇒ perlită sau bainită superioară	$V=4{,}64-2{,}21\ C$	$\Delta L=0{,}0155-0{,}0074\ C$
Austenita ⇒ bainita inferioară	$V=4{,}64-1{,}43\ C$	$\Delta L=0{,}0155-0{,}0084\ C$
Austenita ⇒ martensită	$V=4{,}64-0{,}53\ C$	$\Delta L=0{,}0155-0{,}0018\ C$

Se observă că în toate cazurile, creşterea conţinutului în C conduce la modificarea dimensiunilor pieselor în cazul transformărilor la răcire. Cele mai mari modificări dimensionale le vor prezenta piesele care vor fi supuse călirii la martensită. Aşadar, în cazul călirii la martensită poate apare mai frecvent defectul de deformare, îndoire, fisurare sau crăpare cînd parametrii tehnologici ai călirii nu sînt bine aleşi.

În cazul revenirii poate apare fragilitatea de revenire atunci cînd viteza de răcire n-a fost corect aplicată. Acest defect poate fi remediat prin aplicarea revenirilor multiple la care se respectă parametrii tehnologici corespunzători materialului.

Scanned with OKEN Scanner

CAPITOLUL 12

TRATAMENTE TERMOMECANICE APLICATE OȚELURILOR

12.1. CONSIDERAȚII GENERALE

Tratamentul termomecanic constă din suprapunerea peste ciclul termic a unor deformări plastice la cald sau la rece, cu scopul de a obține transformări structurale mai complete, o granulație mai fină și un spectru mai larg al proprietăților mecanice și fizice.

Este cunoscut faptul că structura martensitică conferă oțelului cele mai ridicate valori pentru σ_r, σ_c, H, dar reduce plasticitatea δ, ψ și tenacitatea diminuînd valorile rezilienței K. Pentru a se obține o asociere favorabilă a acestor caracteristici mecanice, în practică nu se utilizează *martensită pură*, ci structuri intermediare, *sorbită de revenire*.

Structura martensitică poate fi obținută printr-un ciclu termic, răcind austenita cu o viteză mai mare decît cea critică sau creînd prin forțe exterioare tensiuni ce favorizează transformarea $A \rightarrow M$ sau utilizînd și tensiunile termice și eforturile create ca urmare a aplicării unor deformări plastice. Mecanismul transformării austenitei în martensită, în cazul aplicării unor deformări plastice este similar cu cel descris în capitolul 8. Curba cinetică va avea o alură similară (fig. 12.1), adică la atingerea unei tensiuni critice σ_M apar primele lamele de martensită, iar dacă eforturile ating valorile σ_F datorită creării unei stări de tensiuni de compresiune multilaterală asupra grăuntelui austenitic, nu mai apar plane de alunecare și transformarea $A \rightarrow M$ încetează sau are loc cu o viteză foarte mică. Valorile eforturilor σ depind de temperatura de deformare T_d. Dacă $T_d > M_s$, atunci $\sigma > \sigma_c$, adică va trebui executată o deformare plastică la cald care va asigura condiții favorabile apariției germenilor de martensită. Dacă $M_f < T_d < M_s$, atunci $\sigma < \sigma_c$, adică pot apare condiții favorabile transformării austenitei în martensită, chiar dacă eforturile ce iau naștere în piesă rămîn în domeniul deformării elastice.

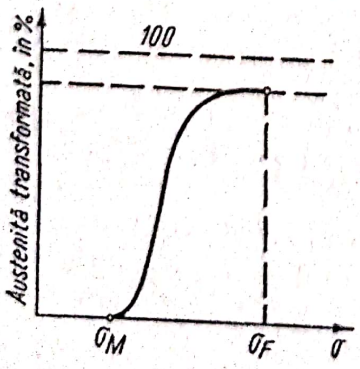


Fig. 12.1. Curba cinetică de transformare $A \rightarrow M$ prin deformare plastică.

Tratamentul termomecanic se împarte în două categorii ținînd seama de temperatura la care se aplică deformarea și anume:

– tratamentul termomecanic cu deformarea austenitei *TMDA* sau ausforming;

– tratamentul termomecanic cu deformarea la rece a martensitei *TMDM* sau marstraining.

12.2. TRATAMENTUL TERMOMECANIC *TMDA* (AUSFORMING)

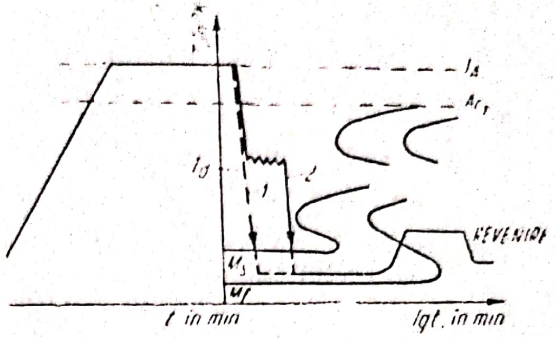


Fig. 12.2. Schema tehnologică de tratament *TMDA*.

Acest tip de tratament termic se poate aplica oţelurilor care prezintă un histerezis de transformare (în general este specific oţelurilor aliate cu elemente alfagene şi care formează şi carburi). Ciclograma unui asemenea tratament termomecanic este prezentată în figura 12.2. Se face încălzirea în mod obişnuit pînă la temperatura de austenitizare şi după ce s-a realizat uniformizarea şi omogenizarea se face răcirea cu o viteză mai mare decît cea critică şi la temperatura T_d se aplică deformarea plastică la cald, cu grade de deformare de 60...90%, într-un timp scurt, încît răcirea ulterioară se poate face tot cu o viteză mai mare decît cea critică de călire (curba 2, fig. 12.2). Călirea clasică este reprezentată prin curba 1, figură 12.2.

Temperatura la care se aplică deformarea poate să aibă valori mai mari sau mai mici decît temperatura de recristalizare a materialului (este important ca ea să fie situată în zona histerezisului transformării). Deformarea aplicată creează plane de alunecare în austenită, care alături de cele apărute ca urmare a tensiunilor termice constituie germeni de apariţie a martensitei. Numărul mare de plane de alunecare ce se formează măreşte numărul centrelor de germinare şi în consecinţă se va obţine o transformare mai completă a austenitei şi o martensită mai fină, cu grad mai mare de dispersie.

După tratamentul *TMDA* se aplică revenirea la temperaturi specifice mărcii de oţel, ca şi după călirea convenţională (clasică). Se recomandă să se aplice revenirea joasă pentru a se obţine proprietăţi mecanice mai ridicate.

Aplicarea tratamentului *TMDA*, conduce la creşterea proprietăţilor mecanice şi spre exemplificare se prezintă rezultatele obţinute pe trei mărci de oţeluri (tab. 12.1).

Tabelul 12.1

Influenţa tratamentului *TMDA* asupra proprietăţilor mecanice ale oţelurilor

Oţel	Compoziţia chimică							Grad de deformare, %	Temp. T_d, °K	Procedeu	Proprietăţi mecanice					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V				σ_r, daN/mm²		σ_c, daN/mm²		δ, %	
											TC	TMDA	TC	TMDA	TC	TMDA
A	0,4	0,30	0,70	0,8	1,90	0,25	—	71	866	Forjare	193	225	158	183	10	5
B	0,48	1,53	0,75	2,94	1,65	0,42	—	90	811	Laminare	243	309	155	211	5	9
C	0,46	0,22	0,75	1,00	0,53	1,00	0,08	71	865	Forjare	211	316	165	228	10	6

După aplicarea tratamentului *TMDA* se obţin în toate cazurile creşteri cu 30...40% a lui σ_r ; σ_c şi scăderi sau nu ale alungirii specifice. La unele mărci de oţeluri se obţin chiar şi creşteri ale alungirii specifice cum este cazul oţelului *B*.

Scanned with OKEN Scanner

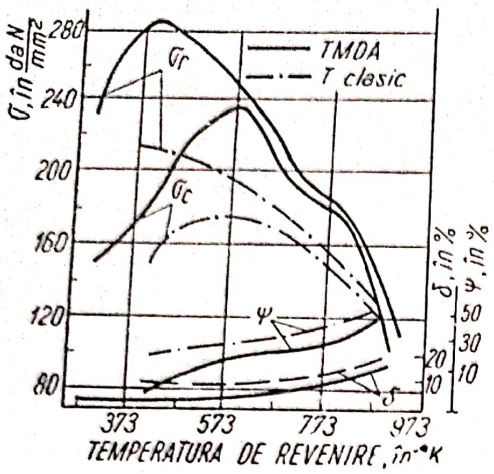


Fig. 12.3. Caracteristicile de tracţiune ale unui oţel tratat clasic şi prin *TMDA*.

După revenirea joasă a oţelului tratat termomecanic *TMDA*, proprietăţile mecanice rămîn net superioare comparativ cu cele obţinute după tratamentul termic convenţional (fig. 12.3).

Obţinerea unui spectru mai larg al proprietăţilor mecanice după aplicarea *TMDA* + revenire este o consecinţă a finisării granulaţiei, a prezenţei în structură a unei cantităţi mai mici de austenită reziduală (după călire) şi a precipitării unor particule fine de carburi în interiorul acelor de martensită, fapt care creează frîne în deplasarea dislocaţiilor şi favorizează şi creşterea densităţii de dislocaţii.

12.3. TRATAMENTUL TERMOMECANIC *TMDM* (MARSTRAINING)

Acest tip de tratament termomecanic constă din deformarea la rece a oţelului călit prin procedee clasice. Se aplică un grad de deformare care să nu modifice forma şi dimensiunile pieselor. Gradul de deformare este sub 10%, de obicei are valori de 0,3...4%. Ciclograma tratamentului *TMDM* este prezentată în figura 12.4. Se remarcă faptul că în acest caz diagrama *TTT* nu trebuie să prezinte histerezis de transformare şi că este posibil ca acest tip de tratament termomecanic să se aplice oţelurilor aliate şi nealiate.

Aplicarea deformării la rece $\sigma < \sigma_c$ în domeniul elastic al materialului provoacă modificarea spectrului proprietăţilor mecanice.

De exemplu, tratamentul *TMDM* aplicat unui oţel aliat cu Ni favorizează creşterea valorii lui σ_r, $\sigma_{0\,2}$ fără a afecta prea mult alungirea şi gîtuirea specifică δ şi ψ (fig. 12.5). Aceste modificări ale proprietăţilor mecanice sînt o consecinţă a modificărilor structurale survenite, adică transformarea parţială a

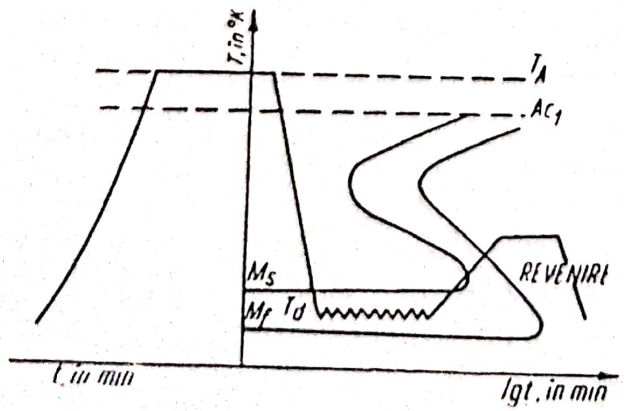


Fig. 12.4. Schema tehnologică de tratament *TMDM*.

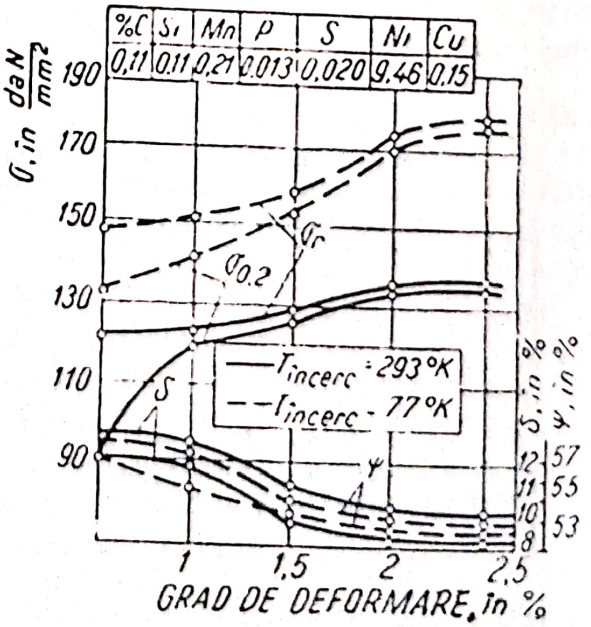
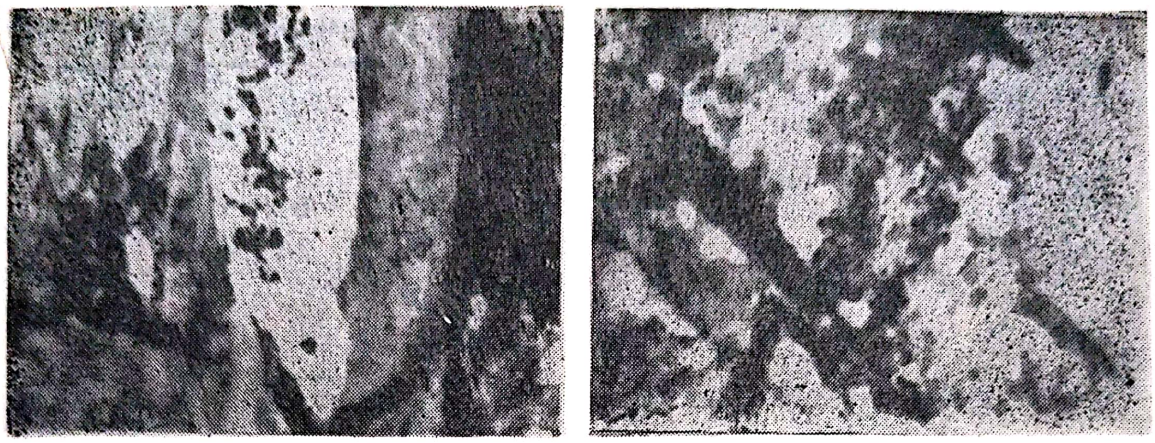


Fig. 12.5. Caracteristicile de tracţiune ale oţelului aliat cu 9% Ni tratat termomecanic prin *TMDM*.

Scanned with OKEN Scanner



a *b*

Fig. 12.6. Structura metalografică a unui oțel aliat cu 9% Ni:
a — după călirea clasică (ME×50 000); *b* — după *TMDM* (ME×50 000).

austenitei reziduale în martensită, ecruisarea mecanică a structurii de călire (finisări de cristale), precipitarea unor faze secundare extrem de fine și o creștere a densității de dislocații (fig. 12.6). Se compară structura de călire (fig. 12.6, *a*) cu structura obținută după deformarea la rece cu un grad de 2,5% (fig. 12.6, *b*) a oțelului analizat anterior.

Aplicarea tratamentului termomecanic *TMDM* permite ridicarea caracteristicilor mecanice ale oțelurilor cu 10...20% și practic nu le înrăutățește tenacitatea.

Tratamentele termomecanice reprezintă noi posibilități de a lărgi spectrul proprietăților mecanice a oțelurilor, putîndu-se obține produse mai suple (se micșorează consumul specific de metal) și care să lucreze la parametri tehnici mai ridicați.

Scanned with OKEN Scanner

TRATAMENTE TERMOCHIMICE

13.1. TIPURI DE TRATAMENTE TERMOCHIMICE

Tratamentul termochimic provoacă modificări ale compoziției chimice și ale structurii în straturile superficiale ale pieselor din oțel și fontă, prin adsorbția și difuziunea în aceste straturi a unor elemente (carbon, azot, sulf, aluminiu, crom etc.) ca urmare a încălzirii și menținerii acestora într-un mediu care prin disociere eliberează atomi activi. Tratamentul termochimic se aplică în scopul de a mări duritatea, rezistența la coroziune sau la uzură a stratului superficial, cu menținerea tenacității și plasticității miezului.

Denumirea tratamentului termochimic este dată de elementul cu care se face îmbogățirea straturilor superficiale și funcție de aceasta apar următoarele tipuri (fig. 13.1) STAS 2500-71.

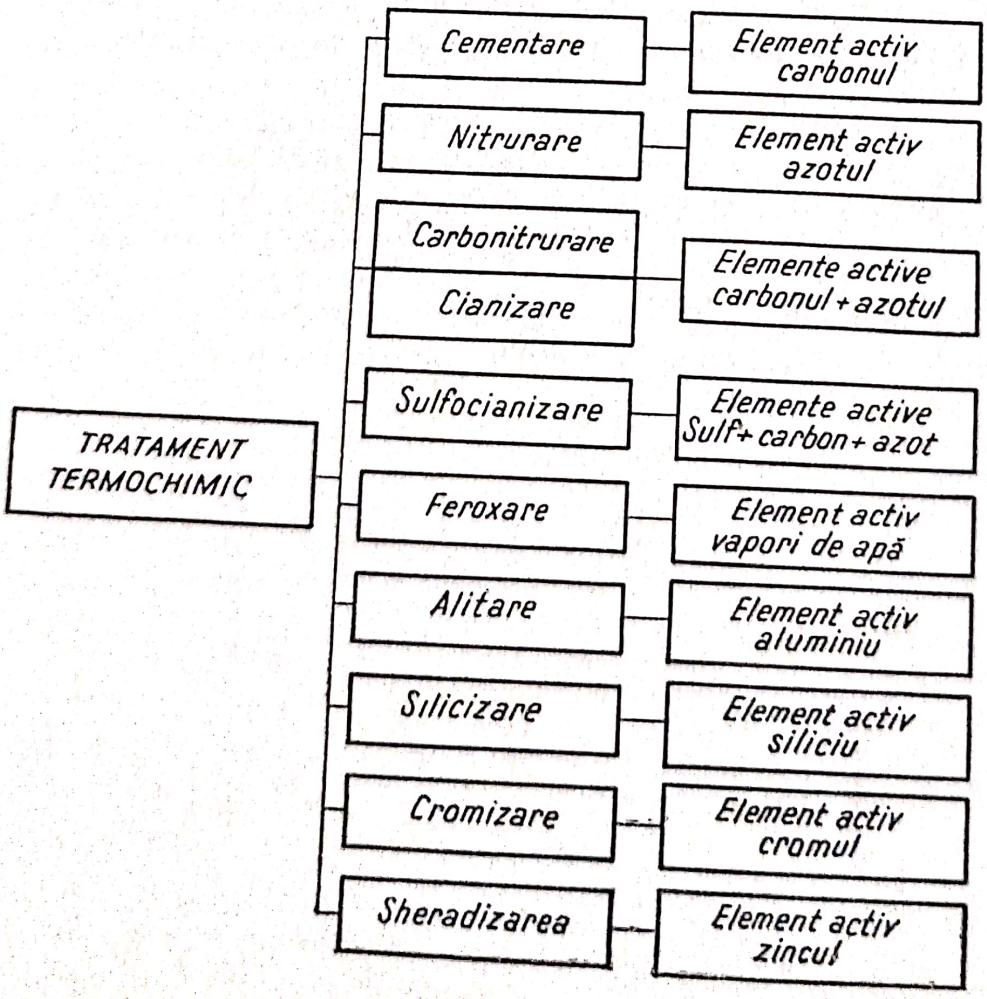


Fig. 13.1. Clasificarea tratamentelor termochimice.

13.2. PROCESE CE AU LOC ÎN TIMPUL TRATAMENTELOR TERMOCHIMICE

Îmbogăţirea straturilor superficiale cu diferite elemente se face încălzind piesele la anumite temperaturi caracteristice, în medii ce se disociază şi eliberează atomi activi ai elementului respectiv. În timpul tratamentelor termochimice au loc trei procese principale: disocierea, adsorbţia şi difuziunea.

Disocierea. La temperatura de încălzire are loc descompunerea moleculelor mediului de lucru şi se formează atomi activi (în statu nascendu):

$$2\,CO \rightarrow CO_2 + C\,;\quad CH_4 \rightarrow 2\,H_2 + C\,;\quad NH_3 \rightarrow 3\,H + N.$$

Gradul de disociere al mediului se măsoară prin raportul dintre numărul de molecule disociate şi numărul total de molecule din faza gazoasă.

Adsorbţia. Metalul adsoarbe atomi liberii activi rezultaţi din disocierea mediului de lucru. Acest proces poate fi reprezentat ca o pătrundere a atomilor activi în locurile vacante din reţea sau ca o reacţie chimică între aceştia şi atomii metalului.

Capacitatea de adsorbţie a suprafeţei metalului depinde de natura acestuia, de natura şi proporţia elementului de îmbogăţire, de temperatura de lucru ş.a. Nu se cunoaşte exact capacitatea de adsorbţie a aliajelor feroase încălzite în diferite medii şi la diferite temperaturi.

Difuziunea. Atomii adsorbiţi la suprafaţa piesei difuzează spre interiorul ei. Difuziunea este posibilă în cazul cînd elementul care difuzează este solubil în metalul de bază şi dacă temperatura de încălzire asigură o energie de activare suficientă.

Se consideră două bare din care una a conţine pe lîngă atomi de A şi atomi de B. Aducîndu-le în contact intim, la o temperatură cît mai ridicată şi ţinîndu-le un timp îndelungat se constată că în ele apare aceeaşi concentraţie de atomi B (fig. 13.2) $c_0/2$. Atomii de B au migrat din bara a în bara b, creînd un flux macroscopic (se constată acest lucru prin analiza chimică, macroscopic) şi fenomenul poartă denumirea de difuziune. S-a încercat să se explice acest fenomen pe baza unor forţe de forma celor electrice, dar experimental nu s-a confirmat.

Pentru explicarea difuziunii se consideră o porţiune dintr-o bară şi două secţiuni, la o distanţă Δx, avînd concentraţiile c_1 în S_1 şi c_2 în S_2, $c_1 < c_2$ (fig. 13.3).

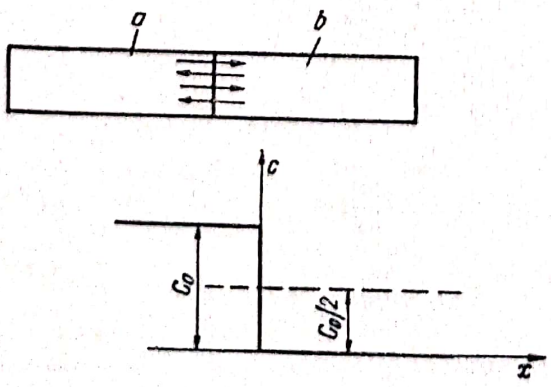


Fig. 13.2. Fluxul macroscopic pe interfaţa de separare şi modificarea concentraţiei.

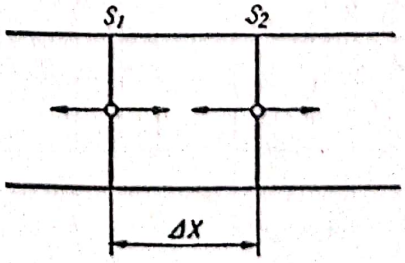


Fig. 13.3. Difuziunea atomilor între două plane cristalografice ce au concentraţii diferite în atomi ($c_1 < c_2$).

Considerînd mișcarea individuală a atomilor complet dezordonată, atomii din secțiunea S_2 se vor deplasa atît spre secțiunea S_1 cît și invers. Concentrația atomilor în S_1 va crește și în S_2 va scade, deoarece din S_2 există probabilitatea să plece mai mulți atomi decît din S_1. Se formează astfel o mișcare ordonată a atomilor de la o secțiune la alta, de la concentrații mai mari spre concentrații mai mici. Se consideră pentru început că scurgerea atomilor este staționară, $\frac{dc}{dt}=0$ și că mișcarea se face prin salturi egale cu distanța dintre două plane cristalografice $\Delta x=a$. În fiecare plan cristalografic există N atomi care au frecvența salturilor f_s, independentă de concentrație. În secțiunea S_1 vor exista $n_1=Nc_1$ atomi de o speță B, iar în secțiunea S_2 vor fi $n_2=Nc_2$ atomi de B. Numărul de atomi ce trece dintr-o secțiune în alta, de la S_1 la S_2 va fi $\frac{Nc_1}{2} f_s$, iar de la S_2 la S_1 $\frac{Nc_2}{2} f_s$, ceea ce înseamnă că de la S_2 la S_1 vor trece:

$$n_B=\frac{Nf_s}{2}(c_2-c_1).$$

Considerînd că concentrația variază în lungul barei în mod continuu, adică $c=f(x)$, gradientul de concentrație va fi:

$$\frac{dc}{dx}=\text{grad}\cdot c.$$

Dacă se cunoaște acest gradient de concentrație, atunci $c_1-c_2=a\frac{dc}{dx}$ și numărul de atomi ce trece în unitatea de timp de la o secțiune la alta va fi:

$$\frac{dn}{dt}=-\frac{Nf_s a}{2}\frac{dc}{dx}. \qquad (13.1)$$

Semnul minus are semnificația că scurgerea atomilor se face în sens contrar gradientului de concentrație.

Relația (13.1) este cunoscută și sub denumirea de legea lui Fick.

Pentru generalizarea legii lui Fick, se consideră că scurgerea nu-i staționară $\frac{dc}{dt}\neq 0$ și că distanța $\Delta x=l$ (n-are valoare prea mare), $c=c_0+\frac{dc_0}{dx}$. În volumul considerat vor pleca atomi de B din S și vor sosi atomi din S_0, adică va apare un schimb de atomi între cele două secțiuni (fig. 13.4). Între planele atomice va apare un schimb de atomi ca cele discutate mai înainte. Numărul de atomi care ies și pătrund în unitatea de timp într-o secțiune va fi:

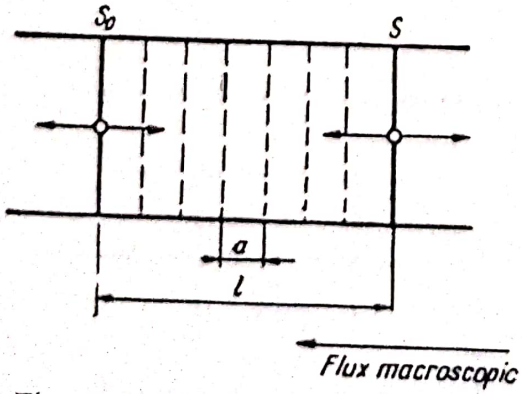


Fig. 13.4. Difuziunea atomilor între două secțiuni dintr-o bară.

$$\frac{dn_p}{dt}=\frac{Nf_s}{2}a\frac{dc_0}{dx};$$

$$\frac{dn_t}{dt}=\frac{Nf_s}{2}a\frac{dc}{dx}=$$

$$=\frac{Nf_s}{2}a\frac{d\left(c_0+l\frac{dc_0}{dx}\right)}{dx}. \qquad (13.2)$$

Scanned with OKEN Scanner

Fluxul de atomi ce va trece de la secţiune cu concentraţie mai mare spre cea cu concentraţie mai mică va fi:

$$\frac{dn}{dt} = \frac{Nf_s}{2} al \frac{d^2c}{dx^2}, \qquad (13.3)$$

care reprezintă legea lui F i c k generalizată.

Variaţia concentraţiei în timp se determină luînd în considerare că în volumul respectiv există l/a plane cristalografice şi numărul total de atomi va fi:

$$n_t = N\frac{l}{a}, \quad \text{iar } c = \frac{n}{N\frac{l}{a}} = \frac{an}{Nl}. \qquad (13.4)$$

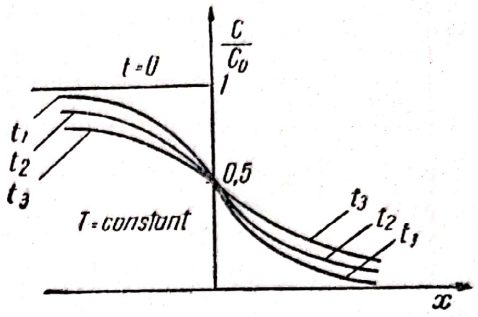


Fig. 13.5. Variaţia concentraţiei atomice funcţie de temperatură şi durată.

Ţinînd seama de aceasta, relaţia (13.3) se scrie:

$$\frac{dc}{dt} = \frac{f_s}{2} a^2 \frac{d^2c}{dx^2}. \qquad (13.5)$$

Dacă se notează $\frac{f_s}{2} a^2 = D$, coeficientul de difuziune rezultă:

$$\frac{dc}{dt} = D\frac{d^2c}{dx^2}. \qquad (13.6)$$

Pentru diferite valori ale timpului mai mari ca zero, $t_1 < t_2 < t_3$ şi la o temperatură constantă T, variaţia raportului c/c_0 de-a lungul axei x va fi cea reprezentată în figura 13.5.

Soluţia particulară a ecuaţiei (13.6) va fi:

$$c(x, t) = \frac{c_0}{2}\left[1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^{\frac{x}{2\sqrt{Dt}}} e^{-u} du\right],$$

u fiind o variabilă de integrare.

Din analiza curbelor (fig. 13.5) se observă existenţa unei anumite simetrii faţă de $c/c_0 = 0{,}5$. Experimental nu se confirmă acest lucru, ceea ce înseamnă că D depinde atît de temperatură cît şi de concentraţie. Frecvenţa saltului nu e aceeaşi pentru toţi atomii B, ea depinde de poziţia acestor atomi în aliaj. Forţele interatomice ordonează în oarecare măsură mişcările individuale ale atomilor, $D = f(c, T)$

Determinarea valorii lui D în funcţie de temperatură şi concentraţie se poate face în mai multe ipoteze. Cercetările experimentale arată că coeficientul de difuziune variază cu temperatura după o lege exponenţială:

$$D = Ae^{-\frac{Q}{RT}}, \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}, \qquad (13.7)$$

în care: A — constantă; Q — energia de activare, cal/atom·g; R — constanta gazelor.

Din cele precedente se ştie că $D = \frac{1}{2} a^2 f_s$, unde f_s este frecvenţa salturilor, fiind socotită ca produsul dintre numărul de vibraţii atomice în unitatea de

Scanned with OKEN Scanner

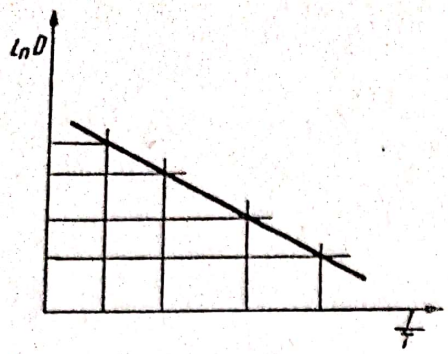


Fig. 13.6. Variaţia coeficientului de difuziune cu temperatura.

timp ν care au direcţie corectă şi probabilitatea că atomul posedă energie de activare Q necesară pentru a depăşi bariera energetică.

$$f_s = \frac{1}{3}\nu\, e^{-\frac{Q}{RT}},$$

şi atunci

$$D = \frac{1}{6}a^2\nu\, e^{-\frac{Q}{RT}} = A\, e^{-\frac{Q}{RT}},$$

$$A = \frac{1}{6}a^2\nu. \qquad (13.8)$$

Reprezentînd grafic variaţia lui D funcţie de temperatură (fig. 13.6) rezultă o creştere a difuziunii pe măsura ridicării temperaturii. S-a constatat experimental că coeficientul de difuziune este influenţat de variaţia concentraţiei. După cercetătorul japonez M a t a n o ecuaţia (13.6) va căpăta forma :

$$\frac{dc}{dt} = \frac{d\left(D\frac{dc}{dx}\right)}{dx}. \qquad (13.9)$$

Pentru toate sistemele de aliaje examinate s-a constatat dependenţa coeficientului de difuziune de concentraţie şi aceasta pentru că frecvenţa salturilor depinde de energia aliajului, care este influenţată de concentraţie.

Aplicarea legii lui F i c k şi a relaţiei M a t a n o la cercetarea difuziunii în stare solidă, trebuie făcută cu prudenţă. Difuziunea în metale şi aliaje metalice depinde de o serie de factori şi anume :

— difuziunea depinde de orientarea cristalului în spaţiu faţă de fluxul de mediu care difuzează şi de gradul de solubilitate al componentelor ;

— difuziunea este favorizată de deformaţiile reţelei cristaline ;

— difuziunea este mai puternică pe suprafeţele grăunţilor, lucru ce se explică prin existenţa unei concentraţii mai mari de defecte (distorsiuni ale reţelei) ;

— difuziunea este mai pronunţată în cazul unei granulaţii mai fine a oţelurilor decît în cazul granulaţiei grosolane ;

— difuziunea este deosebit de intensă în momentul transformărilor fazice.

Mişcarea atomilor într-o reţea cristalină se pare că este posibilă datorită *vacanţelor.* S-a emis ipoteza că în soluţiile solide poziţiile vacanţelor sînt preferenţial asociate atomilor solubilului şi că fiecare atom al acestuia se deplasează uşor antrenînd cu el o vacanţă. Este de aşteptat ca energia liberă să fie mai mică dacă vacanţele sînt asociate atomilor solubilului. Aceste perechi, vacanţe+ +atomi ai solubilului, pot să se deplaseze traversînd cristalul (fig. 13.7). Fenomenul de difuziune în metale şi aliaje metalice este influenţat de o serie de fac-

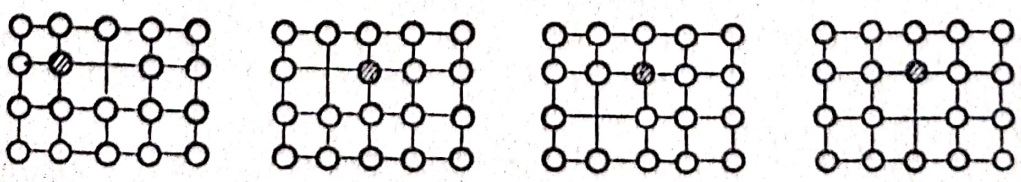


Fig. 13.7. Mecanismul difuziunii.

Scanned with OKEN Scanner

tori prea puţin cunoscuţi şi stăpîniţi şi pentru moment se admite că difuziunea atomilor are loc după legea lui F i c k.

Se poate admite că rezultatele unui tratament termochimic depind de rapoartele cantitative ale etapelor : disociere D_s, adsorbţie A_d şi difuziune D.

Dacă $D_s < A_d$, nu-i posibilă obţinerea unei îmbogăţiri suficiente a metalului cu atomii activi ai mediului, iar dacă $D_s > A_d$, atunci se creează pe suprafaţa metalului molecule stabile ale elementului de îmbogăţire, fapt care diminuează viteza procesului. La cementare se creează molecule de carbon, care prin recompunere dau naştere la negru de fum pe suprafeţele pieselor şi se micşorează pătrunderea atomilor activi de carbon.

Dacă $A_d < D$, nu se realizează în straturile superficiale o concentraţie necesară de atomi, iar dacă $A_d > D$, atunci se atinge în timp scurt concentraţia de saturaţie a straturilor superficiale.

13.3. STRUCTURA STRATURILOR SUPERFICIALE ALE PIESELOR TRATATE TERMOCHIMIC

Se consideră că substanţa A este saturată cu substanţa B, care este parţial solubilă în A (soluţie solidă) şi formează compusul chimic A_nB_m. Procesul de saturare are loc la o anumită temperatură T_1.

Făcînd o secţiune izotermă prin diagrama de echilibru la temperatura considerată, se poate stabili structura stratului de difuziune (fig. 13.8).

Variaţia concentraţiei în stratul de difuziune, depinde de adsorbţia atomilor substanţei B de către substanţa A, lucru ilustrat în figura 13.9. Curba 1 reprezintă variaţia concentraţiei şi repartizarea substanţei B pe adîncimea piesei. Această situaţie se întîmplă cînd adsorbţia este suficient de energică şi apare concentraţia C_m. Curba 2 reprezintă acelaşi lucru în cazul adsorbţiei insuficient de energică ($C_1 < C_m$). Curba 3 reprezintă acelaşi lucru, cînd adsorbţia este intensă şi peste concentraţia C_m se formează un exces de atomi B, care fac posibilă existenţa unui strat subţire în care e prezent compusul chimic A_nB_m.

În cazul cînd componenţii A şi B formează o serie de compuşi chimici sau soluţii solide, stratul de difuziune va fi format dintr-o serie de substraturi δ, γ, β, α, care au concentraţii foarte diferite (fig. 13.10).

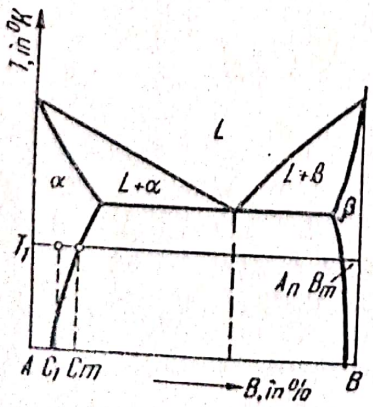


Fig. 13.8. Diagrama de echilibru a aliajelor susceptibile de a fi tratate termochimic.

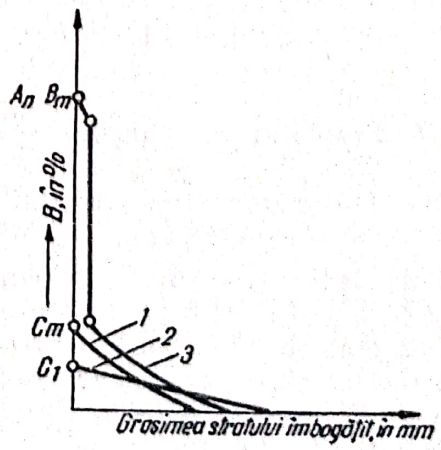


Fig. 13.9. Variaţia concentraţiei în stratul de difuziune termochimic.

Scanned with OKEN Scanner

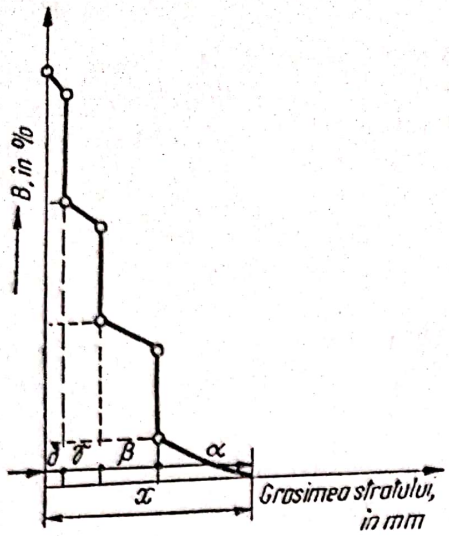


Fig. 13.10. Formarea diferiţilor constituenţi structurali pe grosimea stratului tratat termochimic.

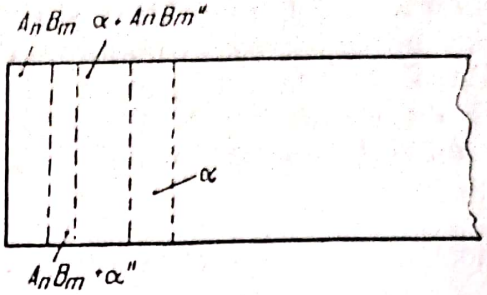


Fig. 13.11. Structura stratului de difuziune la răcire lentă.

La temperatura de saturare, structura stratului de difuziune este formată din cîteva substraturi monofazice cu o variaţie în salturi a concentraţiilor.

În cazul cînd se face o răcire rapidă de la temperatura de saturaţie, stratul de difuziune îşi va păstra aceeaşi structură. Dacă se aplică răcirea lentă, în unele substraturi monofazice pot avea loc separări ale unor cristale secundare α sau ale compusului chimic şi structura stratului de difuziune poate fi bifazică, menţinîndu-se totuşi variaţia în salturi (fig. 13.11).

13.4. CEMENTAREA OŢELURILOR

Cementarea este tratamentul termochimic prin care se realizează îmbogăţirea în C a straturilor superficiale a pieselor din oţel cu conţinut scăzut în C (oţeluri de cementare). Se face încălzirea pieselor la temperaturi superioare punctului critic Ac_3, se menţin un anumit timp în contact cu un mediu solid, lichid sau gazos, capabil să cedeze C şi apoi se supun călirii şi revenirii.

13.4.1. Cementarea în mediu solid

Mediul de cementare este alcătuit dintr-o substanţă bogată în C şi o substanţă de activare a procesului.

Ca substanţă bogată în C se foloseşte mangalul, iar ca substanţă de activare diferiţi carbonaţi. Cel mai bun mangal se consideră a fi cel din lemn de mesteacăn. Cea mai folosită reţetă pentru amestecul de cementare este : 40% mediu de cementare deja folosit, 20% cărbune activ sau turbă, 30% mangal şi 10% carbonat de sodiu (CO_3Na_2). Amestecul de cementare trebuie să îndeplinească următoarele condiţii :

— să fie uscat admiţîndu-se o umiditate maximă de 6% ;
— să aibă dimensiunile granulelor cuprinse între 8...12 mm ;

Scanned with OKEN Scanner

– să aibă o permeabilitate bună a gazelor, la o tasare medie.

Cementarea se face aşezînd piesele în cutii speciale umplute cu amestec de cementare. Piesele se aşază în cutii în aşa fel încît se realizează o distanţă $a=10...20$ mm între piese şi pereţii cutiei (fig. 13.12). Cutiile se etanşează (cu strat de argilă) şi apoi se supun încălzirii la temperaturi de 1 173...1 223 °K. La aceste temperaturi aerul din cutia de cementare prin oxigenul său formează cu C reacţia : $2C+O_2 \rightarrow 2CO$, adică are loc arderea incompletă :

$$2CO \rightarrow CO_2+C;$$

$$C+Fe\gamma \rightarrow Fe\gamma\,(C).$$

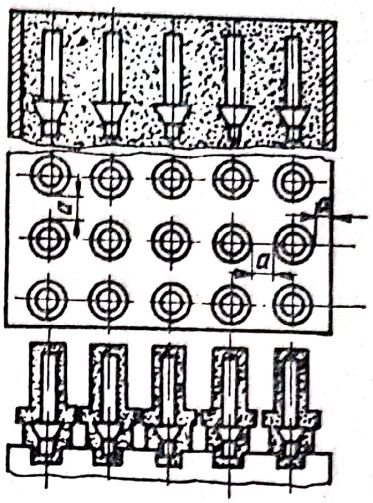


Fig. 13.12. Aşezarea pieselor în cutii de cementare.

Carbonul liber este adsorbit de Feγ şi difuzează spre interiorul piesei. Adăugarea carbonaţilor activează procesul de cementare aşa cum se observă din reacţiile următoare :

$$BaCO_3+C \rightarrow BaO+2CO; \quad 2CO \rightarrow CO_2+C;$$

$$C+Fe\gamma \rightarrow Fe\gamma\,(C); \quad CO_2+BaO \rightarrow BaCO_3$$

Se poate vedea că prin adăugarea carbonaţilor se obţine o sursă în plus de C activ, iar teoretic carbonul este inepuizabil. Durata de menţinere la temperatura de încălzire este funcţie de adîncimea stratului cementat ce urmează a fi realizat. Se recomandă ca pentru o adîncime de 1 mm a stratului cementat, durata de menţinere să fie de 8...10 ore. Adîncimea stratului cementat este considerată ca o adîncime la care conţinutul în C a atins 0,4% sau are un conţinut cu circa 0,07% mai mare ca al miezului piesei.

13.4.2. Cementarea în medii lichide

Se face încălzirea pieselor la temperaturi de 1 123 °K în săruri topite bogate în C. Este un procedeu mai puţin folosit în practică. În acest caz sărurile se disociază şi carbonul activ rezultat din disocierea acestora este adsorbit de Feγ şi difuzează spre interiorul piesei.

Cele mai folosite amestecuri de săruri sînt: 76...83% Na_2CO_3; 11...14% NaCl; 6...10% SiC sau 70...76% Na_2CO_3; 9...12% NaCl; 6...9% NH_4Cl; 9...10% SiC.

Durata de menţinere la temperatura prescrisă este de 4...5 ore pentru o adîncime de 1 mm a stratului cementat.

13.4.3. Cementarea în mediu gazos

Piesele supuse cementării se încălzesc la temperaturi de 1 123 °K în medii gazoase bogate în C. Mediile folosite sînt : oxidul de C şi hidrocarburile saturate sau nesaturate. Oxidul de carbon nu se foloseşte în stare pură la cementare din cauza toxicităţii ridicate.

Scanned with OKEN Scanner

Se folosesc pe scară industrială hidrocarburile saturate : gazul natural, gazul de iluminat, gazul metan, benzenul care se descompune la temperaturi ridicate formînd în special gaz metan.

Piesele supuse cementării se aşază într-o retortă şi gazul de cementare se introduce în anumite cantităţi. Se recomandă ca să se introducă un debit de 350...400 litri de gaz pe oră pentru 1 m^2 suprafaţă de cementat. Presiunea gazului de cementare trebuie să fie 20...60 mm coloană apă.

La temperatura ridicată (1 173...1 223 °K) se produce disocierea gazului, formîndu-se carbon activ :

$$2\,CO \rightarrow CO_2 + C\,; \quad CH_4 \rightarrow 2\,H_2 + C$$

Cantitatea de carbon liber care se formează în urma disocierii trebuie reglată ca să fie egală cu capacitatea de adsorbţie a piesei.

Dacă se formează o cantitate de C care nu poate fi adsorbită de piese, atunci se va depune sub formă de funingine încetinind procesul de cementare. Pentru a se evita acest neajuns se va controla debitul de gaz, compoziţia gazului la intrare şi la ieşire din retortă. Cementarea în mediu gazos are o extindere foarte mare în producţie deoarece prezintă avantajele :

— procesul de cementare se accelerează fiind exclus timpul de preîncălzire a mediului ;

— se poate regla şi controla adîncimea stratului cementat cu ajutorul probelor martor ;

— condiţii de lucru foarte bune, igienice şi curate.

Se supun cementării oţeluri cu conţinut scăzut în C pînă la 0,20% C, avînd sau nu elemente de aliere.

Elementele de aliere modificînd liniile de echilibru ale diagramei $Fe-Fe_3C$, modifică şi concentraţia de saturaţie în C a austenitei. Cercetările de laborator au evidenţiat că unele elemente ca Mn, Cr, Mo, W, Ti, B tind să supracementeze stratul superficial, iar altele ca Ni, Si din contră îl subcementează.

Porţiunile din piese care nu trebuie cementate se protejează prin acoperire cu un strat de silicat de sodiu, cupru electrolitic sau simplu cu argilă.

Adîncimea stratului cementat variază între 1...2 mm şi este influenţată de temperatura de încălzire, de durata de menţinere şi de compoziţia chimică a oţelului.

Temperatura ridicată favorizează difuziunea şi ca atare se scurtează durata menţinerii pieselor, dar există pericolul de creştere a grăunţilor. Adîncimea stratului cementat creşte în condiţiile aceleiaşi durate şi temperaturi de încălzire, dacă creşte conţinutul în C, Mn, Mo şi V. Prezenţa Ni şi a Si fac ca adîncimea stratului cementat să scadă. Oţelurile cu un conţinut de peste 2,5% Si practic nu se pot cementa.

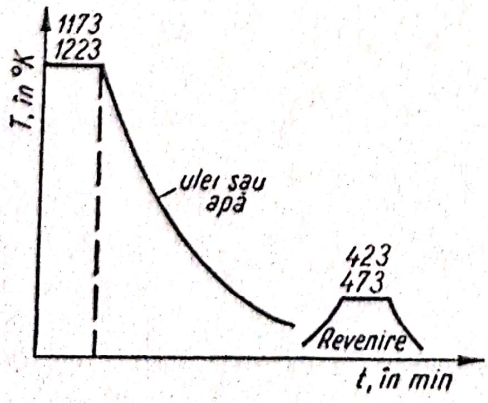


Fig. 13.13. Ciclograma călirii directe după cementare.

13.4.4. Tratamente termice aplicate după cementare

După cementare se aplică în mod obişnuit călirea şi revenirea joasă. *Călirea directă.* De la temperatura de cementare (1 173...1 223 °K) se introduc piesele în mediu de răcire (apă sau ulei, fig. 13.13). Se obţine o structură groso-

Scanned with OKEN Scanner

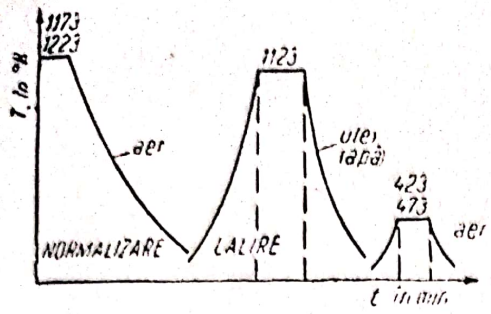


Fig. 13.14. Ciclograma călirii simple după cementare.

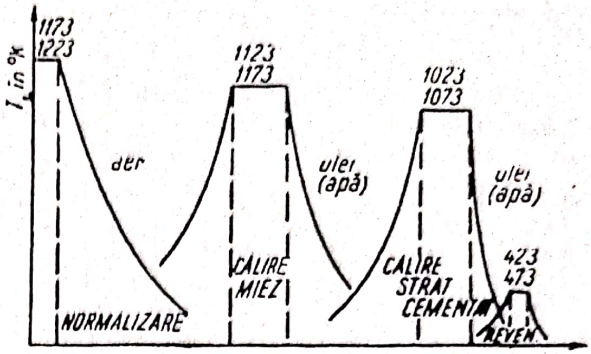


Fig. 13.15. Ciclograma călirii duble după cementare.

lană și de aceea procedeul se aplică numai pieselor mici și fără importanță mare în exploatare.

Călirea simplă. Se scot piesele din mediul de cementare și se răcesc în aer adică se face o normalizare. Se face încălzirea lor la temperatura de austenitizare (de obicei 1 123 °K) și se răcesc în apă sau ulei (fig. 13.14). Se obțin structuri destul de fine, dar nu se realizează transformări structurale corespunzătoare și în miezul și în straturile superficiale ale pieselor.

Călirea dublă. Piesele se scot din cutiile de cementare, se răcesc în aer și se supun încălzirii la 1 123...1 173 °K, urmată de răcire cu viteză mare, adică o călire corespunzătoare pentru miez.

Se face apoi o nouă încălzire la 1 023...1 073 °K urmată de o răcire cu viteză mare, adică o călire corespunzătoare pentru stratul cementat (fig. 13.15). Acest procedeu asigură obținerea unor structuri cu granulație fină și bune proprietăți mecanice. Se recomandă să se aplice pieselor greu solicitate.

După cele trei variante de călire se aplică revenirea joasă (423...473 °K).

13.5. NITRURAREA OȚELURILOR

Nitrurarea este tratamentul termochimic de introducere a azotului în stratul superficial al pieselor, prin încălzirea și menținerea acestora la o temperatură inferioară punctului critic Ac_1, într-un mediu capabil să elibereze azot, mediul fiind de obicei amoniacul.

Piesele călite și rectificate se încălzesc în atmosferă de amoniac la temperaturi de 773...823 °K și se mențin timp de cîteva zeci de ore în funcție de adîncimea stratului nitrurat ce se urmărește a se obține.

La temperaturi de peste 673 °K amoniacul se disociază și eliberează azot activ :

$$NH_3 \rightarrow 3\,H + N$$

Azotul în stare născîndă formează cu ferita diferite nitruri sau cu cementita diferite carbonitruri. De asemenea azotul activ formează cu Fe γ diferite nitruri și cu elementele de aliere (Ti, W, Mo, Mn, Cr) o gamă largă de nitruri.

Stratul nitrurat este format din substraturi în care sînt prezente monofazele : $\varepsilon = (Fe_2N)$; $\gamma' = (Fe_4N)$ și α_N (ferită saturată cu azot). Repartizarea azotului în cele trei substraturi este arătată în figura 13.16. Adîncimea stratului nitrurat este de 0,2...0,3 mm în cazul încălzirii la 773...823 °K și o durată

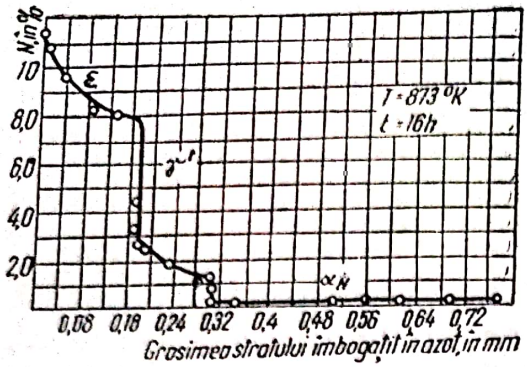


Fig. 13.16. Repartizarea azotului în stratul superficial.

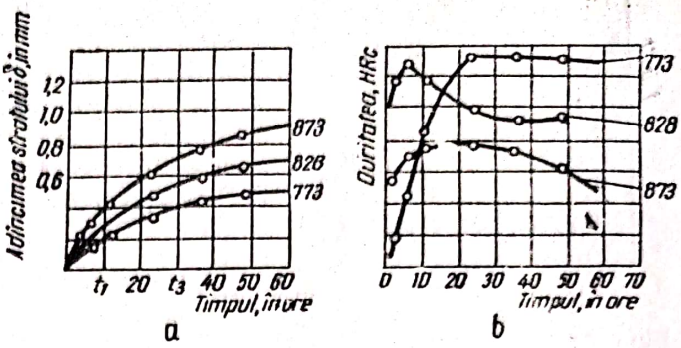


Fig. 13.17. Variația durității și adîncimii stratului nitrurat cu temperatura și durata de menținere.

de menținere de 40...60 ore. Adîncimea stratului nitrurat este influențată de temperatura de încălzire, de durata de menținere și compoziția chimică a oțelului.

În figura 13.17, *a* se observă că o dată cu creșterea temperaturii și duratei de menținere crește și adîncimea stratului nitrurat. Ridicarea temperaturii nitrurării favorizează creșterea adîncimii stratului nitrurat, dar totodată favorizează și deformarea pieselor. Această deformare nu se poate înlătura prin procedee mecanice dată fiind fragilitatea ridicată a stratului nitrurat. Cea mai avantajoasă temperatură de nitrurare este 773...823 °K, cînd se obțin adîncimi suficiente ale stratului nitrurat, deformări minime ale pieselor și durități maxime (fig. 13.17, *b*).

Compoziția chimică a oțelului influențează în mod deosebit cinetica formării stratului nitrurat. Creșterea conținutului în C și în elemente de aliere (W, Ni, Mo, Cr) face ca să scadă adîncimea stratului nitrurat, micșorează coeficientul de difuziune al azotului. Elementele de aliere permit însă obținerea unor nitruri cu stabilitate termică ridicată și cu duritate mare, fapt ce face ca la oțelurile aliate nitrurarea să aibă eficacitate mare (duritatea stratului superficial atinge 68...70 *HRC*).

Se recomandă ca răcirea pieselor nitrurate să se facă în mediu de amoniac pînă la temperatura mediului ambiant, pentru a nu se diminua conținutul în azot al stratului superficial.

Se supun nitrurării îndeosebi oțelurile aliate dat fiind posibilitatea obținerii unor rezultate bune. Zonele din piese care nu trebuie nitrurate se protejează cu silicat de sodiu, cupru electrolitic sau cu vopsele speciale. Prin nitrurare se obține mărirea rezistenței la uzură, la oboseală și la coroziune. Este un procedeu care mărește ciclul de fabricație al pieselor, dat fiind durata mare de menținere a pieselor la temperatura de nitrurare.

13.6. CIANIZAREA OȚELURILOR

Cianizarea este tratamentul termochimic prin care se face îmbogățirea simultană a straturilor superficiale în C și azot, prin încălzirea pieselor la temperaturi mai mari decît punctele critice, în băi de săruri topite, care să cedeze C și azot.

Scanned with OKEN Scanner

Pentru cianizare, piesele se încălzesc la temperatura de 1 123...1 223 °K în medii bogate în C și azot. Ca medii pot fi folosite diferite săruri în stare solidă sau lichidă, sau amestecuri de gaze de cementare și nitrurare.

Cianizarea poate fi făcută în medii solide, lichide sau gazoase. Dată fiind toxicitatea ridicată a sărurilor folosite, cianizarea în mediu solid nu este folosită.

13.6.1. Cianizarea în mediu lichid

Pentru cianizarea în mediu lichid se folosește un amestec de cianuri topite: NaCN, KCN, $K_4(FeN)_6$ sau cloruri și carbonați topiți: NaCl; Na_2CO_3; KCl; $BaCl_2$.

Cianurile formează substanțe active, iar clorurile sau carbonații substanțe neutre. Cel mai răspîndit amestec de săruri folosite pentru cianizare este format din: 50% NaCN+35% $BaCl_2$+15% NaCl. Încălzind sărurile la temperaturi ridicate se produce reacția de descompunere a sărurilor:

$$4\,NaCN+4\,O_2=4\,NaCNO_2;\quad 4\,NaCNO_2\rightarrow 2\,Na_2CO_3+$$

$$+4\,N+2\,CO;\quad 2\,CO\rightarrow CO_2+C.$$

Carbonul și azotul activ este adsorbit de straturile superficiale ale pieselor. Se observă că în cadrul procesului de cianizare se consumă cianuri și se mărește cantitatea de Na_2CO_3.

13.6.2. Cianizarea în medii gazoase sau carbonitrurarea

Piesele se încălzesc într-un mediu din gaze de cementare și gaze de nitrurare. Se recomandă să se folosească un amestec de 25% amoniac și 75% gaz de iluminat (sau gaz metan). Alegerea temperaturii și duratei de menținere a pieselor în mediul gazos prezintă importanță deosebită.

Indiferent de tipul de cianizare, temperatura de încălzire influențează îmbogățirea stratului superficial în C și azot (fig. 13.18). Se observă că încălzirea la temperaturi joase (sub 873 °K) favorizează îmbogățirea straturilor în azot, iar temperaturile înalte (peste 1 123 °K) favorizează îmbogățirea straturilor în carbon. Deci cianizarea la temperaturi joase se apropie mult de nitrurare, iar cea la temperaturi înalte se apropie mai mult de cementare.

Se recomandă ca cianizarea la temperaturi joase (773...873 °K) să se aplice oțelurilor aliate de scule (oțeluri rapide), iar cianizarea la temperaturi înalte să se aplice oțelurilor carbon de construcție. După cianizare la temperaturi înalte se aplică o călire dublă, ca și după cementare.

Adîncimea stratului cianizat variază între 0,2...0,4 mm și este influențată de temperatura de încălzire și durata de menținere (fig. 13.19). Stratul cianizat are rezistență mare la uzură, duritate ridicată, rezistență mărită la oboseală și coroziune. Cianizarea la temperaturi ridicate concurează cu cementarea, avînd avantajul că se obțin aceleași structuri bogate în carbon într-un timp mai scurt și la o temperatură mai scăzută. În plus, în straturi este prezent și azotul, fapt care contribuie la mărirea rezistenței la uzură.

Scanned with OKEN Scanner

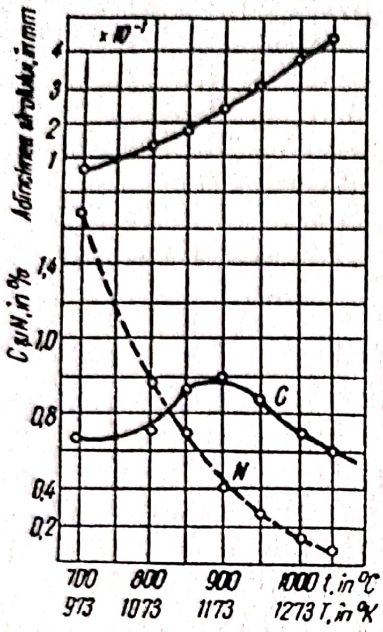
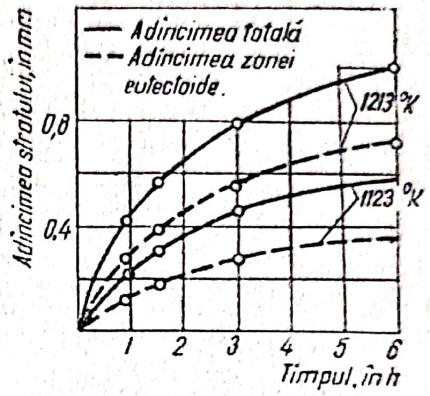


Fig. 13.18. Repartizarea azotului și carbonului în stratul carbonitrurat.

Fig. 13.19. Variația adîncimii stratului cu temperatura și durata de menținere.



Sărurile folosite au toxicitate foarte mare și la cianizare se impun severe norme de tehnica securității muncii. Băile de cianizare trebuie plasate în încăperi speciale, iar muncitorii trebuie ca la terminarea lucrului să facă dușuri cu apă caldă. Toate sculele și îmbrăcămintea de protecție rămîn în camera de lucru. Piesele înainte de a fi date în exploatare sînt spălate și neutralizate în acizi.

În ultima vreme se extinde tot mai mult carbonitrurarea, care permite obținerea unor ridicate proprietăți mecanice ale straturilor superficiale.

DURIFICAREA STRUCTURALĂ

14.1. PRINCIPIUL DURIFICĂRII STRUCTURALE

La tratamentul termic al aliajelor metalice s-a arătat că e posibilă modificarea proprietăţilor dacă componentele lor formează o serie de soluţii solide la care gradul de solubilitate se modifică cu varierea temperaturii. Efectul tratamentului termic depinde de proporţia cantitativă a fazelor, de cantitatea separărilor diferitelor faze şi de poziţia reciprocă a acestora.

Durificarea structurală se realizează printr-un tratament termic analog celui aplicat oţelurilor şi constă dintr-o călire, urmată de o nouă încălzire sau menţinere un timp îndelungat la temperatura ambiantă.

Aliajele ce se pretează la durificare structurală trebuie să aibă o diagramă de echilibru cu lacună de solubilitate (fig. 14.1). Diagrama de echilibru prezintă o transformare eutectică şi solubilitatea componentelor variază cu temperatura.

Linia CF separă două domenii, I în care există solubilitatea componentelor şi II unde există o lacună de solubilitate. Încălzind la temperatura T_2 aliajul 1 a cărui concentraţie este mai mică decît a punctului C, are loc punerea în soluţie a compusului intermetalic X_nY_m. Se observă că pe măsura ridicării temperaturii scade cantitatea de compus intermetalic şi creşte cantitatea soluţiei solide. Aplicînd regula orizontalei la temperatura T_0 şi la temperatura T_1, cantitatea fazelor va fi :

$$\text{la } T_0 : G_{0\alpha} = \frac{b}{a+b}100 ; \qquad G_{0X_nY_m} = \frac{a}{a+b}100.$$

$$\text{la } T_1 : G_{1\alpha} = \frac{b'}{a'+b'}100 ;$$

$$G_{1X_nY_m} = \frac{a'}{a'+b'}100.$$

Cum $a'<a$ şi $b'=b$, rezultă că : $G_{0\alpha}<G_{1\alpha}$ şi $G_{0X_nY_m}>G_{1X_nY_m}$.

La temperatura T_2 există numai soluţia α suprasaturată.

Dacă după punerea în soluţie se face răcirea cu o viteză suficient de mare, transformarea inversă (sărăcirea soluţiei solide α în compusul intermetalic) nu are loc şi se obţine la temperatura am-

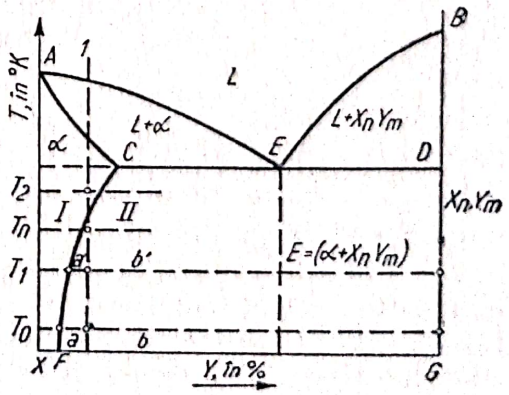


Fig. 14.1. Diagrama de echilibru a aliajelor susceptibile de a fi durificate structural.

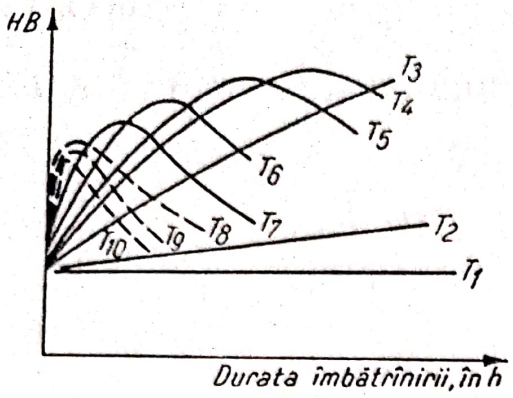


Fig. 14.2. Influenţa temperaturii şi duratei încălzirii asupra durităţii aliajelor.

biantă o soluţie suprasaturată în afară de echilibru, adică aliajul este călit.

Teoretic există posibilitatea de a căli orice aliaj a cărui concentraţie în B este mai mare decît a punctului F cu condiţia ca $T_{inc} < T_{CED}$. Intensitatea călirii poate fi apreciată prin modificarea concentraţiei la încălzire şi la răcire a soluţiei solide şi prin cantitatea fazelor. Efectul călirii este maxim pentru aliajele cu un conţinut în B inferior punctului C şi care au fost încălzite la o temperatură superioară intersecţiei concentraţiei cu linia FC. Dacă conţinutul în B este mai mare decît al punctului C, proporţia soluţiei solide suprasaturate scade, iar dacă se micşorează mult concentraţia, atunci apare o cantitate de soluţie solidă suprasaturată α (temperatura de încălzire corespunzătoare), dar variaţia concentraţiei la cald şi la rece este mică.

Prin urmare posibilităţile de călire depind în ultimă instanţă nu de conţinutul total în elementul de adiţie, ci de variaţia solubilităţii acestui element la încălzire şi la răcire, fiind posibilă realizarea călirii cu doze relativ mici de elemente de adiţie.

Durificarea după călire este foarte slabă sau uneori chiar nulă. Dacă după o călire se aplică o încălzire ce nu depăşeşte temperatura T_n, se favorizează descompunerea soluţiei solide suprasaturate şi se precipită faza care a fost dizolvată la prima încălzire. Gradul de dispersie, forma şi natura precipitărilor din soluţia solidă suprasaturată determină în ultimă instanţă valoarea modificării proprietăţilor aliajului. Dispersia precipitărilor depinde de timpul de menţinere la acea temperatură. Influenţa temperaturii de încălzire şi a timpului de menţinere asupra durităţii aliajului este schematic arătată în figura 14.2.

Duritatea maximă se obţine cu atît mai repede cu cît temperatura de încălzire este mai mare ($T_{10} > T_3$), T_3 — temperatura ambiantă. Scăderea durităţii la temperaturi mai ridicate, $T_5 \ldots T_{10}$, se datoreşte dizolvării unor particule, micşorării cantităţii de precipitaţi şi a gradului lor de dispersie. Temperaturile $T_1 < T_2 < T_3$ nu favorizează dizolvarea fazelor secundare şi ca atare nici nu modifică duritatea.

Timpul îndelungat de menţinere la temperatura de încălzire provoacă coagularea separărilor şi ca urmare micşorarea durităţii.

În unele cazuri (duraluminiu) modificarea proprietăţilor mecanice se face după călire în mod spontan la temperatura ambiantă.

Procesul prin care se realizează durificarea aliajului călit poartă denumirea de durificare structurală sau îmbătrînire. Dacă durificarea are loc la temperatura ambiantă se produce o îmbătrînire naturală, iar dacă se realizează la diferite temperaturi are loc îmbătrînirea artificială.

Viteza proceselor ce au loc şi proprietăţile mecanice după durificarea structurală pot fi influenţate şi de deformarea plastică şi de adăugarea altor elemente ce formează cu componentele aliajului soluţii solide de substituţie.

Scanned with OKEN Scanner

14.2. MECANISMUL DURIFICĂRII STRUCTURALE

Durificarea structurală a fost pusă prima dată în evidenţă de către A. W i l m (1911), cînd a elaborat un aliaj de Al, Cu, Mg, Mn, numit apoi duraluminiu. După ce a făcut un tratament termic noului aliaj (încălzirea la 748 °K, urmată de călire în apă) A. W i l m a constatat o duritate relativ slabă. Efectuînd o nouă măsurare, după o săptămînă, el constată o duritate considerabil mai mare. Aliajul s-a durificat structural. Negăsind la microscopul optic nici o modificare a structurii W i l m n-a putut interpreta fenomenul.

În 1920 M a r i c a W a l t e n b e r g şi S c o t t au arătat că durificarea aliajului Al-Cu este legată de micşorarea solubilităţii cuprului în Al în timp ce temperatura scade şi ei propun următoarea explicaţie : după călire, matricea metalică suprasaturată în cupru este în stare de echilibru instabil. Cu trecerea timpului, matricea evoluează către o stare de echilibru mai stabilă eliminînd sub formă de precipitaţi elementele conţinute în stare suprasaturată. Aceşti precipitaţi se localizează pe planele de alunecare ale matricei şi le blochează. Această precipitare rezultă în urma difuziunii atomilor de Cu dizolvaţi, care poate avea loc la temperatura ambiantă dar în mod foarte lent. Cum mijloacele tehnice în acea vreme nu au permis punerea în evidenţă a precipitaţilor s-a emis ipoteza că ar fi de natură submicroscopică.

În 1937/38 G u i n i e r în Franţa şi P r e s t o n în Anglia, independent unul de altul au demonstrat cu ajutorul razelor X, că trecerea sistemului spre o stare de echilibru mai stabilă are loc în mai multe etape.

În prima etapă, atomii de Cu dizolvaţi se adună în zonele din matrice unde există imperfecţiuni structurale, de obicei pe planele de alunecare sau la limitele grăunţilor, deoarece difuziunea atomilor este favorizată de distorsiunile reticulare.

Aceste îngrămădiri primare de atomi formează un compus intermetalic cu legături coerente cu reţeaua matricei şi au fost numite *zone* G u i n i e r-P r e s t o n sau *zone GP*.

În general, atomii dizolvantului nu au aceeaşi dimensiune cu atomii matricei şi planele cristalografice vecine cu cele în care s-au creat îngrămădirile de atomi suferă o distorsiune reticulară, se nasc tensiuni interioare care durifică metalul. Structura îngrămădirilor sau zonelor fiind aceeaşi cu a matricei se spune că există o *precipitare coerentă*. Această precipitare nu poate fi pusă în evidenţă cu ajutorul microscopului optic sau electronic, ci numai cu ajutorul razelor X. De fapt ele se prezintă pe diagrama L a u e ca pete difuze în vecinătatea petei centrale. În cazul aliajului Al-Cu (reţeaua cristalină a Cu şi Al fiind *CFC*) zonele G u i n i e r-P r e s t o n se prezintă sub formă de mici plachete de cîteva zecimi de Å lăţime, cîteva optimi de Å lungime şi cîţiva Å grosime. În acest caz particular zonele G u i n i e r-P r e s t o n iau naştere pe planele (*100*) ale aluminiului.

În timp, se constată că *zonele GP* se organizează şi că se formează unul sau mai mulţi compuşi intermetalici. Mici grupuri de ioni se aglomerează în afara nodurilor reţelei iniţiale şi apare un precipitat a cărui reţea este diferită de a matricei şi se formează o fază nouă θ′. Faza θ′ se prezintă sub formă de particule fine care blochează planele de alunecare, ceea ce corespunde unei măriri a durităţii. În timp are loc creşterea fazei θ′, particulele sînt mari, uneori vizibile la microscopul optic şi duritatea aliajului descreşte. Organizarea reticulară a *zonelor GP* sau mai bine zis incoerenţa reţelelor precipitatului şi matricei

Scanned with OKEN Scanner

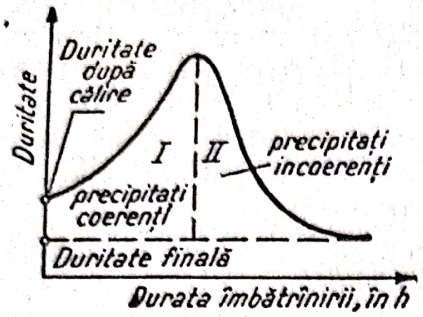


Fig. 14.3. Variația durității în funcție de durata îmbătrînirii.

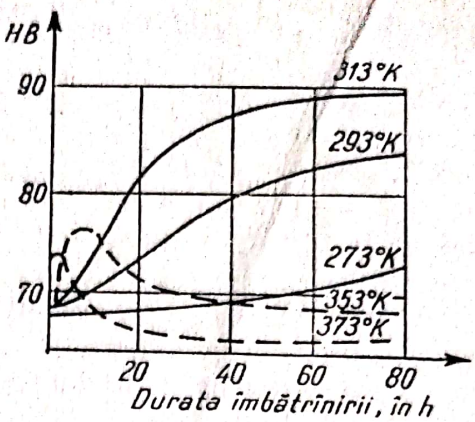


Fig. 14.4. Variația durității funcție de temperatura și durata îmbătrînirii.

provoacă micșorarea tensiunii interne și apare o duritate mai scăzută. După ce a trecut printr-o duritate maximă aliajul se înmoaie și atinge teoretic, o duritate inferioară celei inițiale pentru că rețeaua sa în principiu nu mai este perturbată de atomii dizolvați (fig. 14.3).

Faza θ′ are o compoziție chimică apropiată de a fazei de echilibru $CuAl_2$, avînd fiecare o celulă cristalină bine determinată, iar *zonele GP* sînt de fapt deranjamente în omogenitatea soluției solide.

În cele expuse s-a considerat formarea și creșterea precipitaților coerenți și incoerenți la temperatura ambiantă și s-a admis că ei sînt guvernați de difuziunea atomilor dizolvați în matrice. Această difuziune fiind mică la temperatura ambiantă și procesul de durificare va fi lent și va fi numit *îmbătrînirea naturală*.

Creșterea temperaturii mărește viteza difuziunii, se accelerează procesul de precipitare și durificarea se produce în timp mai scurt. Pentru a specifica faptul că această durificare este intenționat accelerată procesul va fi numit *îmbătrînire artificială*.

Spre a ilustra influența temperaturii se reprezintă în figura 14.4 variația durității în timp a unui oțel cu 0,06% C îmbătrînit la diferite temperaturi.

Se observă că la temperaturile de 273, 293 și 313 °K maximul de duritate nu-i atins nici după 80 de ore de îmbătrînire. La temperaturi mai mari (353...373 °K) creșterea durității este mai puțin pronunțată și este urmată imediat de o marcantă diminuare. După 80 de ore la 373 °K oțelul este mult mai moale decît inițial deoarece a apărut coalescența precipitaților.

În practică se studiază aptitudinea de durificare a oțelului, încălzindu-l la 523 °K timp de o oră și se cercetează modificarea durității sau rezilienței. Mulți specialiști susțin că o asemenea accelerare a îmbătrînirii ar produce denaturări și insistă să se facă încălzirea la 253...373 °K timp de 10 ore pentru a nu se îndepărta prea mult de condițiile îmbătrînirii naturale.

14.3. DURIFICAREA STRUCTURALĂ DUPĂ CĂLIRE

În cazul aliajelor metalice, la care solubilitatea componentelor variază cu temperatura, se poate ca printr-o călire să se obțină durități ridicate, adică are loc o durificare structurală datorită călirii. Soluțiile solide suprasaturate sînt

instabile şi tind să se apropie de echilibru, respectiv are loc separarea din soluţia solidă a atomilor inseraţi tinzînd ca aceasta să aibă concentraţie corespunzătoare echilibrului.

În cazul aliajelor neferoase se recurge adesea la acest fenomen pentru a le îmbunătăţi proprietăţile mecanice. Astfel, în cazul duraluminiului, care conţine în plus pe lîngă Al şi Cu, 0,5 % Mg şi 0,5% Mn, se vor obţine după călirea în apă de la temperatura de 748 °K următoarele valori pentru proprietăţile mecanice:

$$\sigma_r = 34 \text{ daN/mm}^2 ; \quad \sigma_c = 16 \text{ daN/mm}^2 ; \quad \delta = 10\%.$$

Se precizează că fenomenul de durificare structurală (la îmbătrînirea artificială) este mai pregnant dacă aliajul conţine şi Si în proporţie pînă la 1%.

În cazul oţelurilor durificarea structurală se datoreşte azotului care-i introdus în timpul elaborării şi care formează cu ferita o soluţie solidă. La 873 °K ferita poate să dizolve 0,06% N_2, iar la temperatura ambiantă numai 0,002%. După o simplă răcire în aer ferita este suprasaturată în N_2 şi eliminarea acestuia favorizează formarea nitrurilor de Fe care provoacă durificarea oţelului. Pentru a evita această durificare este suficient de a angaja azotul într-o combinaţie chimică, lucru ce se poate face uşor dacă se adaugă Al în oţelul lichid. Aluminiul are afinitate pentru azot şi formează nitrura de Al, un precipitat incoerent, stabil. Oţelurile cu adaosuri de Al sînt numite oţeluri calmate şi ca atare ele nu se durifică.

În general, oţelurile T h o m a s insuflate cu aer atmosferic, conţin mai mult azot (0,011%), în raport cu oţelurile M a r t i n (0,005%) şi ca atare ele în principiu sînt mai sensibile la durificarea structurală.

În cazul elaborării oţelurilor Thomas prin procedee noi (aer îmbogăţit cu oxigen şi vapori de apă) acestea au conţinuturi reduse în azot, situîndu-se la aceeaşi valoare ca şi oţelurile M a r t i n şi afirmaţia de mai înainte nu mai este valabilă.

Carbonul de asemenea formează cu Fe o soluţie solidă de inserţie care la 996 °K conţine 0,02% C, iar la temperatura ambiantă conţine 0,006% C şi ca urmare şi el provoacă durificarea structurală dar mai puţin intensă ca azotul. Durificarea structurală cauzată de C apare marcată în oţelurile foarte moi (cu conţinut scăzut în C) şi pentru a evita acest fenomen este suficient de a adăuga elemente cu afinitate mare faţă de carbon (de ex. vanadiu) şi se formează carburi.

Tendinţa la îmbătrînire a oţelurilor datorită conţinutului în azot şi carbon este ilustrată în figura 14.5, din analiza căreia rezultă că:

— durificarea structurală datorită azotului este mult mai accentuată;

— temperatura de încălzire necesară pentru a se realiza îmbătrînirea oţelului este de 423 °K respectiv de 573 °K datorită azotului şi carbonului.

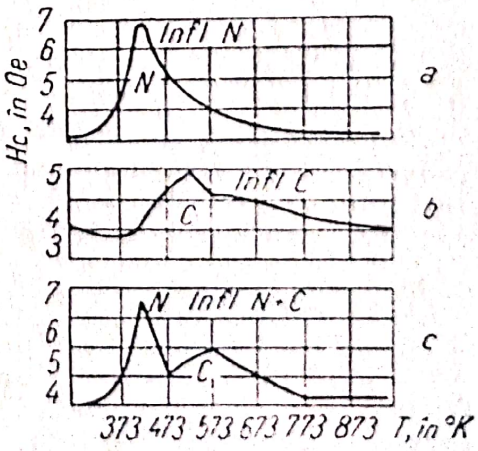


Fig. 14.5. Influenţa azotului şi carbonului asupra îmbătrînirii oţelurilor.

14.4. DURIFICAREA STRUCTURALĂ DUPĂ DEFORMAREA PLASTICĂ

Din cercetări experimentale a rezultat că unele oţeluri sau aliaje neferoase ecruisate înainte sau după îmbătrînire îşi modifică

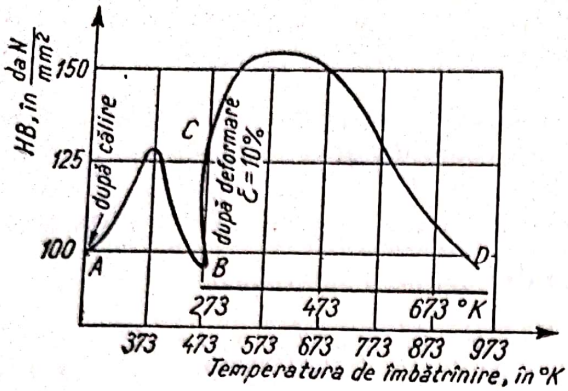


Fig. 14.6. Modificarea durității după călire și deformare.

proprietățile mecanice în timp și dau naștere unei durificări structurale. Această durificare structurală după deformarea plastică se va numi *îmbătrînire după deformare*, pentru a se aminti cauza.

În figura 14.6 se prezintă cele două tipuri de îmbătrîniri (după călire, după deformare) pentru un oțel care conține 0,02% N. Ramura AB a curbei reprezintă variația durității la îmbătrînire după călire, iar ramura BC după deformare plastică (10%) și CD' după îmbătrînirea artificială. Cele două ramuri de durificare sînt evident independente una de alta, așa că nu-i nevoie de a preceda un tip de îmbătrînire de altul. Se precizează de asemenea că după deformarea plastică se sesizează durificarea structurală și în cazul îmbătrînirii naturale.

E dificil în stadiul actual al cercetării de a descrie cu certitudine fenomenele ce au loc în cursul îmbătrînirii după deformare. Cert este faptul că e vorba încă de difuziunea atomilor dizolvați și a celor care se găsesc în soluție în stare suprasaturată. Atomii care se găsesc dizolvați în soluție se așază de obicei în zonele cu defecte structurale, rezultate ca urmare a prezenței dislocațiilor și împiedicînd deplasarea acestora consolidează matricea metalică. Atomii dizolvați în soluția solidă împiedică deplasarea dislocațiilor și ca atare mențin proprietățile mecanice la nivel ridicat.

14.5. INFLUENȚA ÎMBĂTRÎNIRII ASUPRA RUPTURII MATERIALELOR

Precipitațiile structurale permit încă o dată de a explica posibilitatea trecerii de la o ruptură transcristalină la o ruptură intercristalină.

De fapt, o simplă alunecare amorsată într-un grăunte se propagă în grăunții vecini dacă frontierele nu formează un obstacol prea important. Dacă această alunecare are o amplitudine mare, poate să asigure o fisură în grăuntele cel mai solicitat și să dea loc la o ruptură transcristalină.

Dacă metalul sau aliajul este sensibil la îmbătrînire se vor produce precipitări în zonele unde rețeaua cristalină este mai deformată, precipitări care vor consolida frontierele grăunților și vor împiedica deplasarea alunecării.

După un timp oarecare precipitările se vor generaliza în interiorul grăunților provocînd consolidarea lor și simultan îmbătrînirea progresează la limitele grăunților, precipitările încep să se aglomereze (coalescența), fapt care va duce la o înmuiere în zona frontierelor. Ca urmare, aceste zone fiind mai ductile decît cele din interiorul grăuntelui, alunecarea se propagă de preferință aici și are loc o ruptură intercristalină.

Acest fenomen este observat de obicei la unele aliaje de zinc, care la început (la origine) prezintă o ruptură transcristalină și apoi după îmbătrînire (un an, doi) prezintă rupturi intercristaline care se recunosc după aspectul lor granular.

Scanned with OKEN Scanner

PARTEA A PATRA

OȚELURI CARBON ȘI ALIATE. SIMBOLIZARE, CLASIFICARE, TRATAMENTE TERMICE, PROPRIETĂȚI FIZICE ȘI MECANICE — ÎNTREBUINȚARE

Scanned with OKEN Scanner

CAPITOLUL 15

OȚELURI CARBON

Oțelurile carbon sînt acele oțeluri care nu conțin în mod voit alte elemente în afară de Fe, C și cele impuse de procesul de elaborare Mn, Si, Al. În situații speciale, datorită destinației oțelurile carbon pot conține în mod voit elemente care le conferă stabilitate (Al, Ti), care le coboară pragul de fragilitate la rece (Al) sau le ușurează prelucrarea prin așchiere (S, P, Pb).

Oțelurile carbon constituie în mod neîndoielnic cea mai importantă grupă de materiale folosită în construcția de mașini. Domeniile de folosire a acestor oțeluri sînt așa de numeroase încît enumerarea sau simpla clasificare în funcție de utilizare este foarte dificilă, dacă nu chiar imposibilă. Clasificarea oțelurilor carbon poate fi făcută după modul de elaborare, dar independent de aceasta STAS R 7171-69 împarte oțelurile carbon în oțeluri carbon de uz general, de calitate, superioare și oțeluri carbon de scule.

15.1. PRINCIPIUL SIMBOLIZĂRII OȚELURILOR CARBON

Pentru relațiile între beneficiari și producători, între întreprinderi sau în proiectare s-a stabilit un mod simplificat de simbolizare a oțelurilor carbon, ținînd seama fie de caracteristicile mecanice, fie de compoziția chimică, fie de destinația lor. Astfel, pentru oțelul de uz general laminabil, s-a ales simbolul OL ; pentru oțelul de calitate laminabil simbolul OLC, pentru oțelul turnat OT, pentru oțelul de scule OSC. Aceste simboluri sînt urmate de cifre care indică după caz rezistența minimă la tracțiune în kgf/mm² și clasa de calitate (OL 37.3 sau OT 50.2), sau conținutul mediu în carbon în sutimi de procente (OLC 15, OLC 60) sau în zecimi de procente (OSC 7, OSC 13).

15.2. OȚELURI CARBON DE UZ GENERAL

Mărcile de oțeluri carbon de uz general pentru construcție sînt prezentate în STAS 500/2-76 și sînt simbolizate prin OL 32, OL 37 ... OL 70, adică oțeluri laminate avînd rezistența minimă la tracțiune de 32 ; 37 ... 70 kgf/mm² (daN/mm²). Aceste oțeluri se elaborează în stare semicalmată *s*, calmată *k* sau necalmată *n* și în patru clase de calitate 1 ... 4, după garanțiile de livrare. Se folosesc în stare netratată termic pentru construcții metalice îmbinate cu nituri sau șuruburi calitatea 1, 2 sau 3, pentru construcții metalice sudate calitatea alegîndu-se în funcție de periculozitate, pentru elemente de construcție deformate plastic

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 15.1

Oțeluri de uz general pentru construcții STAS 500/2-76

Marca	Clasa de calitate	Grad de desoxidare	Compoziția [%]					Caracteristici mecanice		
			C	Mn	Si	S_{max}	P_{max}	σ_r daN/mm²	σ_c daN/mm²	δ_5, %
OL 32	1	*n*	0,06	0,25	max 0,07			32	—	33
OL 32		*k*	0,12	0,50	max 0,17			40		
OL 34	1	*n*	0,09	0,25	max 0,07			34	19	31
OL 34		*k*	0,15	0,50	max 0,17			42	22	
OL 37	1	*n, k*		0,30 . . .0,60	max 0,07			38 . . .40	21	27
OL 37	2	*n, k*	0,14	0,30 . . .0,60	max 0,17			41 . . .43	24	26
OL 37	3,4	*k*	0,22	0,40 . . .0,69	0,12—0,30			44 . . .47		25
OL 42	1	*n, k*	0,18	0,40	max 0,07			42 . . .44	24	25
OL 42	2	*n, k*			max 0,17			45 . . .48	26	24
OL 42	3	*n, k*	0,27	0,70	0,12—0,37	0,045	0,055	49 . . .52		23
OL 50	1	*k*	0,28	0,50	max 0,17			50 . . .53	26	21
OL 50			0,37	0,80	0,12—0,37			54 . . .57	28	20
								58 . . .62		19
OL 60	1	*k*	0,38	0,50 . . .0,80	0,12			60 . . .63	30	16
			0,49		0,37			64 . . .67	31	15
								67 . . .72		14
OL 70	1	*k*	0,50	0,50	0,12			70 . . .74	—	11
			0,62	0,80	0,37			⩾ 74		10
OL 00	—	—	max 0,23	—	—	—	—	min 32	—	18

Scanned with OKEN Scanner

la rece calitatea alegîndu-se în funcţie de gradul de deformare, grosimea materialului şi temperatura de exploatare (STAS R 8542-70). Oţelurile carbon de uz general au compoziţia chimică şi caracteristicile mecanice indicate în tabelul 15.1.

Dacă oţelurile de uz general pentru construcţie prezintă şi rezistenţă la coroziune atmosferică se simbolizează conform STAS 500/3-76 prin ORCA dacă $P>0,04\%$ şi prin ORCB dacă $P<0,04\%$, urmate de cifre care indică rezistenţa minimă la rupere. Exemplu : ORCA 37 sau ORCB 52 STAS 500/3-76. Se precizează că aceste oţeluri au conţinutul de 0,10...0,18% C şi conţin 0,04...0,08 P ; 0,50...0,80% Cr şi 0,015...0,019% N.

15.3. OŢELURI CARBON DE CALITATE

Oţelurile carbon de calitate şi oţelurile carbon superioare pentru construcţia de maşini se simbolizează prin OLC 10... OLC 60 sau OLC 25 X ... OLC 60 X (superioare), adică oţel laminat de calitate avînd conţinutul mediu în C de 0,10...0,60% (X indică faptul că elaborarea s-a făcut special). Aceste oţeluri se împart în două categorii : de cementare (OLC 10, OLC 15) şi de îmbunătăţire (OLC 25 ... OLC 60), STAS 880-66. Oţelurile carbon de calitate se întrebuinţează în stare tratată termic (regimurile sînt indicate în tabelul 5, STAS 880-66) aplicîndu-se cementări, normalizări, îmbunătăţiri, căliri şi reveniri, funcţie de proprietăţile mecanice ce urmează a se obţine. Compoziţia chimică, tipul de tratament termic şi caracteristicile mecanice ale acestor oţeluri sînt indicate în tabelul 15.2 şi tabelul 15.3.

Temperaturile de încălzire au caracter orientativ şi este necesar să se facă încercări pentru fiecare lot de piese. Recoacerile de înmuiere şi normalizare pot sau nu să fie aplicate, de la caz la caz. Pentru oţelurile de cementare, temperaturile de călire indicate sînt caracteristice pentru miezul pieselor.

15.4. OŢELURI CARBON DE SCULE

Sînt oţeluri carbon superioare, elaborate de obicei în cuptoare electrice. Conţinutul în elemente reziduale nu trebuie să depăşească 0,25%, iar conţinutul în Mn şi Si este de 0,15...0,35%, dacă oţelul nu este prevăzut special cu un conţinut mai ridicat în Mn. Aceste oţeluri se simbolizează prin OSC 7...OSC 13 şi sînt destinate fabricării sculelor pentru prelucrări la rece, care trebuie să aibă duritate superficială mai mare şi miezul tenace (STAS 1700-71). Mărcile de oţel, compoziţia chimică, destinaţia şi proprietăţile mecanice sînt prezentate în tabelul 15.4. Regimul de tratament termic al oţelurilor carbon de scule este prezentat în tabelul 15.5.

15.5. OŢEL TURNAT ÎN PIESE

Oţelul utilizat pentru turnarea pieselor se simbolizează prin OT (oţel turnat), cifre care indică rezistenţa de rupere la tracţiune şi cifre care arată grupa de clasificare. Exemplu OT 40-1, OT-50-2, OT 60-3 oţel turnat cu rezistenţă de rupere la tracţiune de 40, 50, 60 kgf/mm^2 (daN/mm^2) şi grupa 1,2 sau 3 (STAS 600-74). Se precizează că pentru fiecare grupă se impune respectarea unor

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 15.2

Oţeluri carbon de calitate STAS 880-66

MARCA	Compoziţie, %					Stare	Caracteristici mecanice					
							σ_r daN/mm²	σ_c daN/mm²	δ_5 %	Z %	HB după laminare la cald	HB după recoacere
	C	Mn	Si	S max	P max							
OLC 10	0,07 0,14	0,35				N C + R$_j$	35 42	21 25	31 19	55 50	137	—
OLC 15	0,12 0,19	0,65				N C + R$_j$	39 50	23 30	27 16	50 45	143	—
OLC 20	0,17 0,24		0,17			N C + R$_j$	—	—	—	—	—	—
OLC 25	0,22 0,29			0,04	0,04	N I	46 54	28 35	24 20	45 40	170	—
OLC 30	0,27 0,34		0,37			N I	—	—	—	—	—	—
OLC 35	0,32 0,39	0,5				N I	54 62	32 40	21 19	40 35	187	—
OLC 40	0,37 0,44					N I	—	—	—	—	—	—
OLC 45	0,42 0,50					N I	62 73	36 46	18 14	35 30	229	197
OLC 50	0,47 0,55	0,8				N I	—	—	—	—	—	—
OLC 55	0,52 0,60					N I	68 79	40 50	14 11	35 30	255	217
OLC 60	0,57 0,65					N I	71 82	40 52	14 11	35 30	255	229

N = normalizat ; I = îmbunătăţit ; C = călit de la temperaturi corespunzătoare pentru miez şi revenire joasă.
OLC 20, OLC 30, OLC 40, OLC 50 se elaborează cu acordul producătorului.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 15.3

Parametrii tratamentului termic pentru oţeluri carbon de calitate

Marca	Recoacere de înmuiere		Normalizare $T_{înc}$, °K	Călire		Revenire	
	$T_{înc}$	mediu de răcire		$T_{înc}$, °K	mediu de răcire	$T_{înc}$	mediu de răcire
OLC 10	953	cuptor	1 153 . . . 1 173	1 153 . . . 1 173	apă	423 . . . 453	aer
OLC 15							
OLC 20			1 143 . . . 1 163	1 143 . . . 1 163			
OLC 25			1 133 . . . 1 153	1 133 . . . 1 153		823 . . . 923	aer
OLC 30			1 123 . . . 1 143	1 123 . . . 1 143			
OLC 35	973		1 113 . . . 1 133				
OLC 40				1 113 . . . 1 133			
OLC 45							
OLC 50			1 093 . . . 1 113	1 093 . . . 1 113			
OLC 55			1 083 . . . 1 103	1 083 . . . 1 103			
OLC 60			1 073 . . . 1 093	1 073 . . . 1 093	ulei		

Tabelul 15.4

Oţeluri carbon pentru scule STAS 1700-71

Marca	Copoziţia chimică, %						HB	Întrebuinţare — recomandări
	C	Mn	Si *max*	P *max*	S *max*	S+P		
OSC 7	0,65 0,74	0,25 0,35	0,30	0,03	0,025	0,05	187	Scule expuse loviturilor şi şocurilor : ciocane, matriţe, dălţi, foarfece de mînă.
OSC 8	0,75 0,84	0,25 0,35	0,30					Scule de tîmplărie, scule pneumatice, burghie.
OSC 8M	0,80 0,90	0,35 0,80	0,35					Ferăstraie circulare, dălţi pentru cărbune şi pentru piatră.
OSC 9	0,85 0,94	0,20 0,30	0,30				192	Burghie pentru ciocane perforatoare, dălţi pentru piatră.
OSC 10	0,95 1,04	0,15 0,30	0,30				197	Filiere, burghie, tarozi, matriţe pentru monede.
OSC 10M	1,05 1,14	0,25 0,40	0,35				197	Ferăstraie circulare şi benzi de ferăstrău pentru lemn.
OSC 12	1,15 1,25	0,15 0,30	0,30				207	Freze, filiere, brice, calibre, instrumente chirurgicale.
OSC 13	1,26 1,45	0,25 0,35	0,30				217	Cuţite aşchietoare, brice, scule de trefilare, instrumente pentru prelucrarea pietrei dure.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 15.5

Regimuri de tratament termic al oțelurilor carbon de scule

Marca	Recoacere de înmuiere		Normalizare		Călire		Revenire	
	$T_{înc}$, °K	răcire	$T_{înc}$, °K	răcire	$T_{înc}$, °K	răcire	$T_{înc}$, °K	răcire
OSC 7	953	cuptor	1 073 1 103	aer liniștit	1 073 1 003	apă sau apă-ulei	433	aer
OSC 8 OSC 8 M			1 073		1 053 1 073			
OSC 9	993		1 093					
OSC 10 OSC 10 M			1 093 1 113		1 033		573	
OSC 12			1 113 1 133		1 053			
OSC 13			1 133 1 173					

proprietăți mecanice și anume : grupa 1, oțel la care se garantează σ_r și δ ; grupa 2, se garantează în plus și σ_c, iar la grupa 3, se garantează în plus *KCU* și ψ.

Compoziția chimică și proprietățile mecanice ale oțelurilor turnate în piese sînt prezentate în tabelul 15.6.

Tabelul 15.6

Oțeluri turnate în piese STAS 600-74

Marca	Compoziția chimică, %			Proprietăți mecanice					
	C	Mn	Si	σ_r, daN/mm²	σ_c, daN/mm²	δ_5, %	Z	KCU 30/2, d...J/cm²	HB
OT 40–1	0,10	0,40	0,25		—	20	—	—	
OT 40–2		0,80	0,50	40	20	24	—	—	110
OT 40–3	0,20				20	24	35	5,0	
OT 45–1	0,20				—	18	—	—	—
OT 45–2	0,30	0,40 . . .0,80	0,25	45	24	21	—	—	124
OT 45–3			0,50		24	21	30	4,0	
OT 50–1	0,30				—	15	—	—	
OT 50–2		0,40 . . .0,80	0,25	50	28	18	—	—	138
OT 50–3	0,40		0,50		28	18	25	3,5	
OT 55–1					—	12	—		
OT 55–2	0,35	0,40 . . .0,80	0,25	55	32	15	—		153
OT 55–3	0,45		0,50		32	15	20	3,0	
OT 60–1	0,40				—	10	—		
OT 60–2		0,40 . . .0,80	0,25	60	35	12	—		169
OT 60–3	0,50		0,50		35	12	18	2,5	
OT 70–1	0,50	0,40 . . .0,80	0,25	70	—	6			179
OT 70–2	0,60		0,50		41	10	—	—	179

Scanned with OKEN Scanner

Oțelurile carbon (cele de calitate, cele superioare și cele de scule) se tratează termic în scopul îmbunătățirii structurilor, respectiv pentru a se obține proprietăți mecanice corespunzătoare anumitor întrebuințări. Aplicarea tratamentului termic oțelului turnat (normalizare și recoacere joasă) are ca scop distrugerea structurii dendritice, finisarea granulației și structurii. Oțelurile carbon laminabile sînt supuse tratamentelor termice de recoacere, normalizare, călire, revenire, iar unele sînt supuse în prealabil cementării. Recoacerea (completă, incompletă sau de globulizare) se aplică materialului pentru a-i mări prelucrabilitatea prin așchiere sau pentru a-i mări capacitatea de deformare plastică (benzi, table, țevi). După laminare unele oțeluri sînt supuse normalizării pentru a se obține o structură fină și uniformă. Călirea se realizează fie de tip martensitic, fie de tip bainitic și are ca scop obținerea anumitor proprietăți mecanice. Se urmărește obținerea unei structuri fine de revenire (sorbită de revenire) după călirea martensitică sau a unei structuri bainitice aciculare (după călirea bainitică).

Oțelurile carbon prezintă și ele tendința la îmbătrînire datorită în special conținutului în C, azot și oxigen. S-a constatat că oțelurile care au fost puternic dezoxidate cu Si, Al sau Al+Ti au o mai mică tendință spre îmbătrînire comparativ cu oțelurile B e s s e m e r și cele necalmate (fig. 15.1). Îmbătrînirea are loc atît după călire cît și după deformare la rece și afectează rezilienta oțelurilor și în general proprietățile mecanice. Efectele îmbătrînirii prin deformare la rece asupra rezilienței sînt ilustrate în figura 15.2.

Atît în cazul tratamentelor termice, cît și pentru aprecierea tendinței la îmbătrînire trebuiesc luate în considerare elementele reziduale și conținutul în gaze din oțeluri. În oțelurile carbon pot apărea ca elemente reziduale Ni, Cu, Mo, Cr, Sn, As, care pătrund în timpul elaborării din deșeurile utilizate sau Al, Ti, V, Zr, care sînt introduse în timpul procesului de dezoxidare. Elementele reziduale măresc în oarecare măsură călibilitatea și afectează proprietățile mecanice ale oțelului carbon.

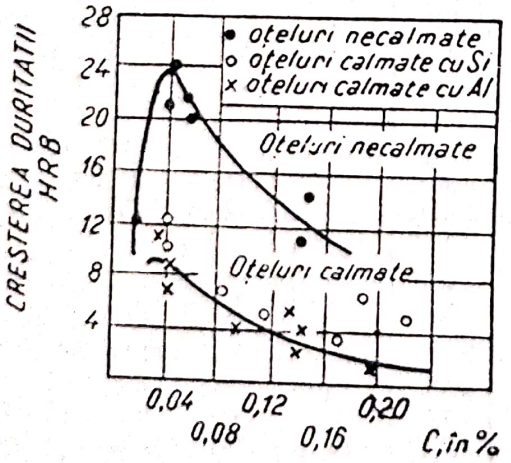


Fig. 15.1. Influența dezoxidării asupra tendinței de îmbătrînire a oțelurilor.

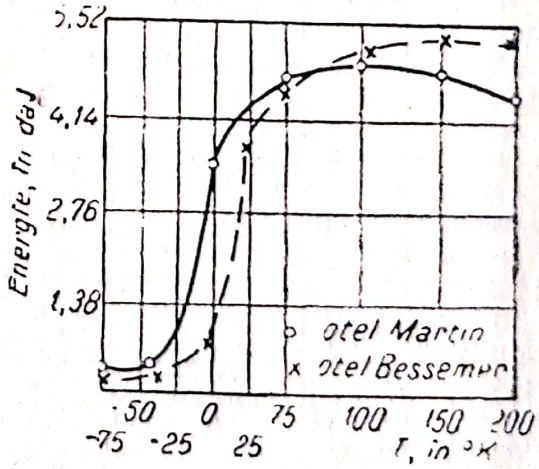


Fig. 15.2. Influența modului de elaborare asupra ductilității oțelurilor.

OȚELURI ALIATE DE CONSTRUCȚIE

16.1. CLASIFICARE-SIMBOLIZARE

Oțelurile aliate sînt oțeluri la care s-a adăugat în mod voit unul sau mai multe elemente de aliere pentru a le modifica proprietățile fizice și mecanice. Funcție de cantitatea elementelor de aliere oțelurile pot fi slab, mediu sau bogat aliate și cu titlu informativ în tabelul 16.1 sînt indicate conținuturile din fiecare element care determină încadrarea oțelului în categoria respectivă. Se consideră oțel slab aliat, acela la care participarea totală a elementelor de aliere nu depășește 5%, oțelul este bogat aliat dacă suma elementelor depășește 10%.

În funcție de elementul de aliere oțelurile poartă denumirea : oțeluri aliate cu Ni, cu Ni-Cr, cu Si etc.

Din producția mondială de oțeluri, oțelurile aliate constituie 6...10% și în general necesită o elaborare mult mai îngrijită.

Oțelurile aliate sînt simbolizate prin litere care indică elementul de aliere (v. tab. 16.1), urmate de un număr care exprimă conținutul mediu în zecimi de procent din elementul principal de aliere care precede cifrele respective. Elementele de aliere se înscriu în simbol în ordinea crescătoare a conținutului lor.

Tabelul 16.1

Clasificarea oțelurilor aliate

Elemente de aliere	Conținut % pe categorii de oțel		
	slab aliat	mediu aliat	bogat aliat
Siliciu (Si)	0,5...1,1	>1,1...6,0	>6,0
Mangan (Mn)	0,8...1,8	>1,8...6,0	>6,0
Crom (Cr)	0,3...0,5	>0,5...6,0	>6,0
Nichel (Ni)	0,3...0,5	>0,5...4,5	>4,5
Molibden (Mo)	0,05...0,1	>0,1...1,0	>1,0
Vanadiu (V)	0,05...0,1	>0,1...1,0	>1,0
Titan (Ti)	>0,04	>0,04	>0,04
Bor (B)	>0,0005	>0,0005	>0,0005
Wolfram (W)	0,2...0,3	>0,3...4,0	>4,0
Cobalt (Co)	0,2...0,3	>0,3...0,1	>1,0
Aluminiu (Al)	—	>0,30	>0,30
Cupru (Cu)	—	>0,40	>0,40
Plumb (Pb)	—	>0,40	>0,40
Suma :	<5	>5...10	>10

Scanned with OKEN Scanner

Grupul de litere poate fi precedat de un număr care indică conținutul mediu în C în sutimi de procent. De exemplu, 13 CrNi 30, oțel aliat cu crom-nichel avînd 0,13% C și 3% nichel, iar cromul participînd sub 3%. Sau 18 MnCr 10 sau 28 TiMn Cr 12 sau 18 MoCrNi 13.

Alteori se folosesc și simbolizări care indică destinația oțelurilor, de exemplu : ARC 12, oțel pentru arcuri ; RUL 1, RUL 2 oțeluri pentru rulmenți.

Oțelurile aliate elaborate special se simbolizează în același mod ca și cele de calitate, adăugîndu-se în plus litera X. Dacă oțelul respectiv se elaborează atît ca oțel de calitate, cît și ca oțel superior, litera X se scrie în paranteză.

La unele produse laminate sau trase simbolurile de calitate pot fi completate cu notații suplimentare în funcție de condițiile tehnologice de execuție (tras T, cojit C, cojit și netezit CN etc.).

Oțelurile aliate turnate în piese sînt simbolizate în același mod ca și cele deformabile, înscriindu-se în fața primului grup de cifre litera T. De exemplu, T 35 SiCrMn 11, oțel turnat avînd conținutul mediu în C de 0,35% aliat cu Si, Cr și cu 1,1% Mn sau T 12 VMoCuCrNi 16, oțel turnat avînd conținutul mediu în C de 0,12% C, aliat cu V, Mo, Cu, Cr și cu 1,6% Ni.

16.2. INFLUENȚA ELEMENTELOR DE ALIERE

Așa cum s-a precizat mai înainte, elementele de aliere sînt adăugate în oțeluri cu scopul îmbunătățirii proprietăților lor. În general, oțelurile aliate pot conține pînă la 50% elemente de aliere, cum este cazul măririi rezistenței la coroziune a oțelurilor cu conținut ridicat în Cr și al ameliorării proprietăților electrice ale oțelurilor aliate cu Si.

16.2.1. Influența nichelului

Nichelul se dizolvă în orice proporție în austenită și ferită, el nu formează carburi în oțeluri, din contră ușurează descompunerea cementitei. Este un element gamagen și grafitizant. Cu toată importanța sa practică sistemul ternar Fe-C-Ni este încă puțin cunoscut și nu-i posibil de a construi exact diagrama de echilibru. Nichelul coboară temperatura eutectoidului (cam cu 10...11 °K) pentru fiecare procent de participare.

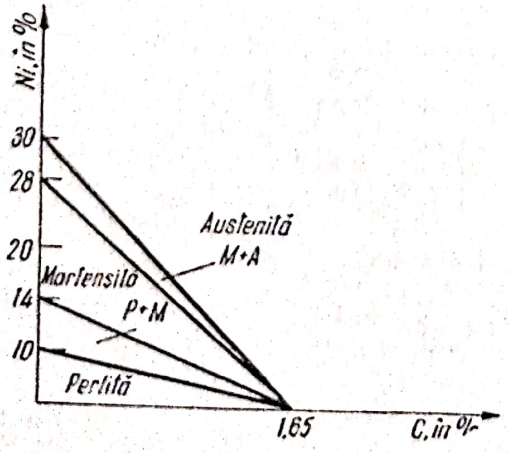


Fig. 16.1. Diagrama structurală a oțelurilor aliate cu nichel.

Oțelul aliat cu Ni se prezintă la temperatura ambiantă în stare perlitică, martensitică, austenitică, funcție de concentrația în elementul de aliere (fig. 16.1). Se observă că nu există o delimitare precisă între diferitele domenii, ci apare o trecere progresivă de la unul la altul.

Oțelurile aliate cu Ni costă mai mult, deoarece prețul nichelului este un preț de conjunctură.

Oțelurile aliate cu Ni avînd structură perlitică prezintă o alungire și o reziliență cu totul deosebită și au și rezistență la rupere ridicată.

Scanned with OKEN Scanner

Oţelurile martensitice au rezistenţa la rupere şi limita elastică foarte ridicate, dar din păcate alungirea specifică este mică. Aceste oţeluri n-au o utilizare practică prea mare, deoarece sînt fragile şi greu de prelucrat.

Oţelurile austenitice au rezistenţă la rupere şi limita elastică de valori mici, însă alungirea şi gîtuirea specifică au valori mari.

În figura 16.2 se prezintă variaţia proprietăţilor mecanice în funcţie de conţinutul în Ni şi se scot în evidenţă caracteristicile menţionate mai înainte. Nichelul neformînd carburi n-are nici o influenţă asupra durităţii oţelului în stare recoaptă. Adesea nichelul se asociază cu elemente care formează carburi (Cr, W, Mo) şi se realizează oţeluri cu proprietăţi mecanice net superioare.

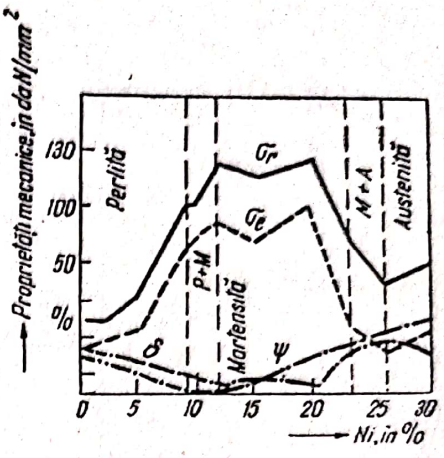


Fig. 16.2. Evoluţia proprietăţilor mecanice cu conţinutul în Ni.

Coeficientul de dilataţie al oţelurilor aliate cu Ni este mic pentru un conţinut de 35,6% Ni, fapt care a făcut ca aliajele să capete diferite utilizări şi denumiri : *Invar* (35,5% Ni) pentru rigle etalon, pentru plăci de oprirea dilataţiei pistoanelor maşinilor termice. *Platinită* (46% Ni) care are aceeaşi dilataţie ca şi sticla, şi este întrebuinţată la fabricarea electrozilor lămpilor cu incandescenţă. *Bimetal* realizat prin sudarea a două plăci din materiale cu dilataţie diferită (una din invar, alta din oţel cu conţinut mai scăzut în Ni (24%) şi care pentru orice schimbare de temperatură se încovoaie. Se utilizează la fabricarea termometrelor şi a releelor termice etc.

Aliajele Fe-Ni sînt paramagnetice în stare austenitică şi feromagnetice în stare perlito-martensitică. De fapt pînă la 29% Ni transformarea magnetică prezintă un histerezis marcant, iar între 29 şi 33% Ni aliajul este amagnetic. Se precizează că magnetismul oţelurilor austenitice se datoreşte Ni şi nu Fe. Aliajul cu 30% Ni suferă o mare variaţie a temperaturii. Acest oţel este utilizat cu precădere pentru compensarea termică la aparatele de măsură echipate cu magneţi. Nichelul măreşte călibilitatea oţelului, fapt reliefat în figura 11.3 (v. cap. 11).

16.2.2. Influenţa manganului

Manganul este un element gamagen relativ puţin solubil în Feα. El nu formează carburi speciale, ci o carbură Mn_xC care-i miscibilă total în cementită. De fapt oţelurile aliate cu Mn prezintă aceleaşi structuri ca şi cele cu Ni, dar este necesară o cantitate mai mică pentru a schimba structurile. Un oţel cu 0,2% C şi cu 12% Mn este austenitic, pe cînd acelaşi oţel aliat cu Ni are structură perlitică.

Oţelurile aliate cu Mn pot fi perlitice, martensitice, austenitice, funcţie de concentraţia elementului de aliere (fig. 16.3).

Din grupa oţelurilor austenitice au o utilizare practică numai cele din domeniul *II*, pentru că cele din cîmpul *I* pot uşor deveni martensitice, iar cele din cîmpul *III* conţin carburi.

Scanned with OKEN Scanner

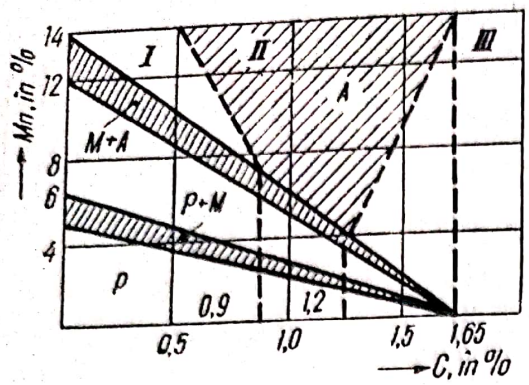


Fig. 16.3. Diagrama structurală a oțelurilor aliate cu Mn.

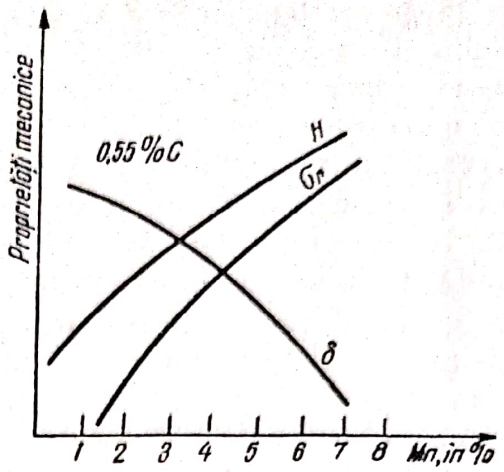


Fig. 16.4. Evoluția proprietăților mecanice cu conținutul de Mn.

Oțelurile cu Mn supuse revenirii, prezintă fragilitatea de revenire. Această fragilitate de revenire poate fi combătută (dacă oțelul conține pînă la 2,5% Mn) prin adăugare de Mo.

Oțelurile bogate în C și Mn au tendință la creșterea grăuntelui de austenită în cazul cînd temperatura depășește puțin limita superioară de călire. Această tendință se datorește faptului că solubilitatea carburilor bogate în Mn este deosebit de mare la temperaturi superioare punctului Ac_1.

Manganul provoacă creșterea rezistenței la rupere în stare recoaptă. Pentru un conținut în C de 0,55% și un tratament termic corect, Mn face să crească σ_r, σ_c, H și să scadă δ (fig. 16.4). La valori egale ale rezistenței la rupere se poate obține o creștere a alungirii, pentru piese de secțiune mică și reveniri la temperaturi ridicate (variind conținutul în C). De fapt, se utilizează în practică numai oțelurile aliate cu conținuturi de peste 6% Mn și 0,9...1,2% C, care au o structură austenitică ce e stabilă la temperatura ambiantă. Cele cu conținuturi mai mici în C se pot transforma ușor în martensită, iar cele cu conținuturi mai mari prezintă în structură și carburi și au o fragilitate mare. Oțelurile aliate cu Mn prezintă o rezistență la uzură prin frecare de 10 ori mai mare, decît oțelurile nealiate de aceeași rezistență la tracțiune.

Oțelurile austenitice aliate cu Mn prezintă o tendință mare la ecruisare. Datorită acestui fapt ele au o curbă de tracțiune constant ascendentă. Oțelul cu 12% Mn are o rezistență la rupere de 110 daN/mm² și o alungire specifică de peste 40%. Tendința mare de ecruisare a oțelurilor austenitice aliate cu Mn face dificilă prelucrarea lor prin așchiere. Cuțitul atacă oțelul la prima trecere, dar stratul superficial se ecruisează, capătă o duritate superficială mare, astfel că scula nu mai poate tăia. Aceste oțeluri se prelucrează prin polizare sau prin așchiere dacă se aplică încălzirea cu c.i.f.a straturilor superficiale. Comportamentul oțelurilor cu Mn ilustrează că austenita se poate transforma în martensită prin deformare la rece.

Manganul este unul din elementele de aliere cu cea mai puternică influență asupra călibilității. Adaosuri mici de Mn provoacă creșteri importante ale călibilității (v. fig. 11.3).

Oțelul *HADFIELD* aliat cu 12...14% Mn și conținînd 1,5% C este cunoscut de mult (1890) și are o mare rezistență la uzură și o mare rezistență la trac-

Scanned with OKEN Scanner

ţiune. Poate fi utilizat la fabricarea macazurilor de cale ferată, fălci de concasoare, nu poate fi prelucrat, ci e folosit numai pentru piese turnate.

Manganul nu conferă bune proprietăţi magnetice oţelului. Oţelurile perlitice aliate cu Mn au permeabilitate magnetică mediocră şi prezenţa Mn în table pentru transformatori trebuie evitată. Oţelurile cu Mn au o mare rezistivitate şi o lipsă de magnetism şi ca urmare sînt folosite la fabricarea pieselor susceptibile de a avea pierderi prin curenţi *F o u c a u l t*.

16.2.3. Influenţa cromului

Cromul este un element alfagen care pentru conţinuturi mai mari de 12% provoacă dispariţia transformării $\gamma \rightarrow \alpha$. El se dizolvă atît în Feα cît şi în Feγ, dar în special dă carburi simple sau duble, cînd conţinutul de carbon este suficient. Carburile au stabilitate termică mare şi este necesar a se face austenitizarea la temperaturi ridicate şi o menţinere îndelungată spre a fi posibilă călirea. Influenţa Cr asupra diagramei de echilibru Fe-Fe_3C este pregnantă : linia de echilibru A_{cem} este împinsă spre temperaturi mai ridicate şi către conţinuturi mai mici în C pe măsură ce conţinutul în Cr creşte. Astfel, conţinutul eutectoidului trece de la 0,8% C pentru un oţel fără Cr la 0,35% C pentru oţel cu 12% Cr şi la 0,25% C pentru cel cu 18% Cr. Cromul reduce intervalul temperaturii domeniului γ. Pentru un conţinut foarte mic de C, domeniul γ dispare cînd conţinutul în Cr depăşeşte 12%. Dacă creşte conţinutul în C, domeniul γ dispare pentru conţinuturi mai ridicate în Cr (de ex. pentru 0,6% C este necesar 18% Cr, pentru a dispare domeniul γ, figura 16.5).

Se poate deduce că oţelurile aliate cu Cr şi avînd conţinuturi scăzute în C (sub 0,1% C) sînt formate exclusiv din ferită.

Dacă se răceşte lent un oţel cu 12% Cr şi 0,1% C (oţel hipoeutectoid) austenita se descompune într-o ferită aliată cu Cr şi carburi complexe de Fe şi Cr. Acelaşi oţel dar cu un conţinut de 0,35% C (hipereutectoid), răcindu-se austenita, se precipită mai întîi carburile proeutectoide şi apoi se transformă pe de o parte în ferită conţinînd în soluţie cantităţi mici de Cr şi pe de altă parte în carburi duble de Fe şi Cr. Acest oţel poate suferi tratamente termice şi va avea o structură martensitică şi nu perlitică.

În oţelurile cu 18% Cr, domeniul α şi γ se unesc şi transformarea eutectoidă nu are loc la o temperatură determinată ci trece într-un domeniu larg de temperatură. De fapt transformarea devine extrem de lentă şi rar se produce complet. Oţelurile cu conţinut mic în C şi cu 18% Cr sînt feritice la orice temperaturi. Cînd conţinutul în C creşte, oţelul poate fi austenitizat şi în consecinţă şi călit.

Se precizează că oţelurile aliate cu Cr hipoeutectoide au o călibilitate redusă pentru că ele conţin totdeauna o cantitate mare de ferită proeutectoidă.

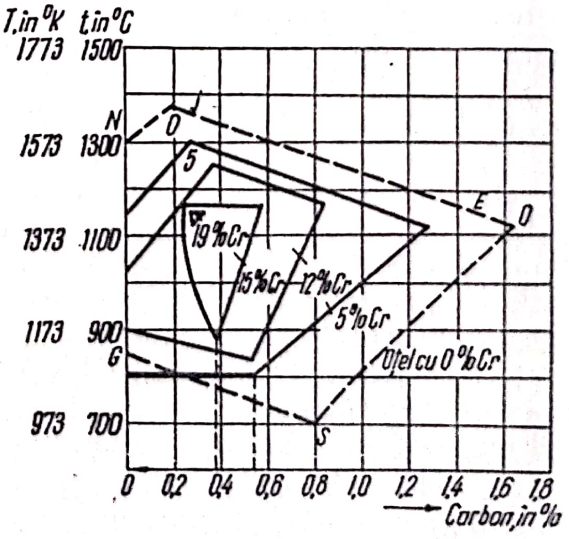


Fig. 16.5. Influenţa conţinutului în crom asupra liniilor de echilibru A_1, A_3, A_{cem}, A_4.

Scanned with OKEN Scanner

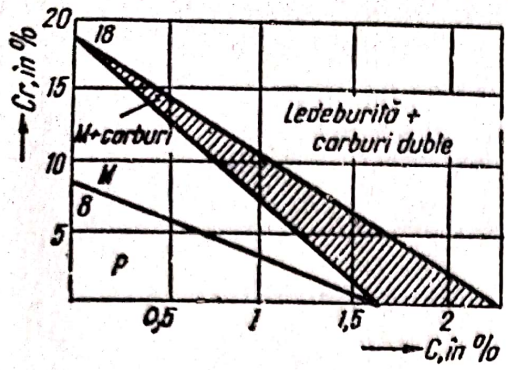


Fig. 16.6. Diagrama structurală a oțelurilor aliate cu Cr.

În funcție de conținutul în C și Cr oțelurile pot fi perlitice (1,65% C; 0 ... ... 8% Cr), martensitice (0... 1,65% C și 8... 18% Cr) și cu carburi duble peste 18% Cr (fig. 16.6).

Cromul se caracterizează prin duritatea sa mare și prin carburile stabile formate, care conferă oțelului o mare rezistență la uzură și bune calități de așchiere. Durificarea oțelurilor cu Cr este însoțită de o anumită pierdere a rezilienței și a alungirii. Pentru a mări reziliența și alungirea fără a micșora prea mult duritatea se adaugă oțelului și cantități de Ni.

Cromul face ca să crească mult călibilitatea oțelului, fiind al treilea element ca pondere după Mn. Cele mai utilizate oțeluri aliate cu Cr sînt cele perlitice. Oțelurile martensitice nu sînt prea utilizate, deoarece sînt fragile. Oțelurile cu carburi duble sînt utilizate la fabricarea pieselor ce lucrează la temperaturi ridicate. În rezumat se poate spune că :

— un conținut pînă la 1% Cr favorizează călibilitatea oțelurilor ;

— conținutul de 1...3% Cr ridică rezistența contra hidrogenului sub presiune și favorizează nitrurarea oțelurilor ;

— pe măsura creșterii conținutului în Cr oțelurile devin mai rezistente la oxidare și coroziune ;

— conținuturi peste 30% Cr fac oțelul refractar ;

— cromul ridică duritatea, rezistența la uzură, în schimb micșorează reziliența.

16.2.4. Influența siliciului

La elaborarea oțelului prin însăși procedeul utilizat, există posibilitatea adsorbției siliciului de către oțelul lichid. La elaborarea unor mărci de oțeluri se adaugă în mod intenționat Si pentru legarea oxigenului și reducerea oxidului feros (FeO) format în cursul afinării. Siliciul face parte din elementele care îngustează domeniul γ. La aliajele fără C, concentrația limită la care punctele A_3 și A_4 coincid, se găsește la 1,8% Si. Adăugarea de C deplasează însă concentrația limită a Si. Astfel, un conținut de 0,1% C face să crească limita la 3,5% Si la care punctele A_3 și A_4 coincid. Aliajele care au o concentrație mai mare de Si sînt pur feritice de la punctul de topire și pînă la temperaturi joase. Datorită îngustării domeniului γ punctele de transformare se deplasează la temperaturi mai ridicate și se poate admite că 1% Si face ca să se ridice temperatura punctului critic A_3 cu 50 °K. Datorită acestui fapt se favorizează formarea unui grăunte grosolan la recoacere și călire.

Feα are capacitatea mare de dizolvare a Si, astfel că la 293 °K există dizolvat 14% Si, fapt care face ca în oțelurile carbon care conțin mai puțin de 0,5% Si să nu apară faze distincte, formîndu-se ferita aliată cu Si.

La oțelurile bogate în C, siliciul poate forma și carburi. Siliciul avînd afinitate mare pentru oxigen formează oxizi-silicați $(FeO)_2SiO_2$, $(MnO)SiO_2$ etc. care rămîn ca incluziuni și la deformarea plastică a oțelului pot da naștere la structuri fibroase.

Scanned with OKEN Scanner

În oţelurile carbon numai cca 5% din Si este dizolvat în cementită şi se formează carbura mixtă $(FeSi)_3C$. Siliciul micşorează stabilitatea carburii de Fe şi ca urmare la conţinuturi mai mari de Si (peste 4...5%), la recoacere cementita se descompune în Fe şi grafit. În mod obişnuit oţelurile aliate cu Si conţin între 0,5 şi 4,4% Si.

Siliciul aliind ferita, ridică punctele critice de transformare, deplasează curbele *TTT* spre timpi mai mari de incubaţie, astfel că face să crească călibilitatea oţelului. Siliciul acţionînd asupra descompunerii cementitei favorizează apariţia grafitului în structură şi pot apare oţeluri cu grafit.

Pentru conţinuturi în C suficient de mari şi pentru viteze de răcire corespunzătoare e posibil să apară grafit în structura oţelului. Astfel, un oţel cu 1,5% C şi 1% Si, recopt la 1 023 °K, are o structură perlitică globulară în care apare 0,75% grafit. Acest oţel se prelucrează uşor şi este curent utilizat la fabricarea matriţelor.

Siliciul măreşte rezistenţa la rupere şi limita la curgere cu cca 10 daN/mm² pentru fiecare 1% Si. Alungirea specifică este puţin micşorată dacă conţinutul nu depăşeşte 2,2% Si. Siliciul măreşte rezistenţa la uzură a oţelului. În cazul cînd oţelul mai conţine şi Cr şi Al, adaosul de Si acţionează şi în direcţia măririi rezistenţei la oxidare la temperaturi ridicate.

La revenire, Si micşorează capacitatea de separare şi coalescenţa cementitei, împiedicînd difuziunea C şi creşte stabilitatea la revenire. Pentru o anumită duritate sau rezistenţă, limita de elasticitate şi cea de curgere au valori cu mult mai mari decît la oţelurile carbon obişnuite şi datorită acestui fapt oţelurile aliate cu Si se utilizează la fabricarea arcurilor.

Se utilizează adesea oţeluri aliate cu Mn-Si avînd 1,8...2% Si 0,8 Mn şi 0,45% C pentru fabricarea arcurilor, arborilor cotiţi, roţilor dinţate, dat fiind faptul că aceste oţeluri nu au o fragilitate prea ridicată. Siliciul măreşte simţitor rezistivitatea fierului. În timp ce fierul nealiat are o rezistivitate de 0,1 Ω mm²/m un aliaj Fe-Si aliat cu 4% Si are 0,6 Ω mm²/m. Astfel, sînt micşorate sensibil pierderile de energie prin curenţii Foucault, care apar la remagnetizări, de exemplu transformatoare. Oţelul cu 4% Si conţinînd 0,1% C avînd pierderi magnetice foarte mici prin histerezis şi curenţi Foucault este folosit la fabricarea carcaselor de transformatori şi a inductoarelor dinamurilor. Pentru a se obţine valori mici ale pierderilor de energie prin curenţi Foucault, mai puţin de 0,8 W/kg, trebuie ca participarea carbonului şi a celorlalte impurităţi din oţel să fie cît mai mică. Se recomandă : conţinutul în C să fie limitat la cca 0,04%, cel de Mn la 0,15%, cel de S la 0,005...0,008%, iar cel de P la 0,02% şi cel de Cu la 0,2%. Creşterea conţinutului în Si poate provoca fragilizarea oţelului. Mărirea conţinutului în Si face ca oţelurile să devină din ce în ce mai fragile încît ele se utilizează numai în stare turnată. Astfel de aliaje cu toate că au conţinuturi mici de C sînt totuşi considerate de cele mai multe ori drept fonte. Un aliaj cu conţinut mare în Si este aliajul *permisid* cu 0,6% C şi 15% Si, care este rezistent la coroziune şi are o foarte mare rezistenţă la acizi. Structura acestui oţel constă din ferita aliată cu Si şi lamele fine de grafit.

La suprafaţa oţelului aliat cu Si se formează un strat protector SiO_2, care protejează oţelul împotriva atacului cu acid azotic, acid fosforic, acid sulfuric diluat şi acid clorhidric, precum şi cu acizi organici. Influenţa Si ca element de aliere asupra proprietăţilor fizice şi mecanice ale oţelului poate fi prezentată sinoptic în tabelul 16.2.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 16.2

Influența siliciului asupra proprietăților fizice și mecanice ale oțelurilor

% Si	Proprietățile fizice și mecanice ale oțelului
0,2...1	Proprietăți mecanice ridicate, rezistență mare la uzură, ambutisabil.
1...3	Limită elastică ridicată, mare rezistență la uzură. Se întrebuințează la fabricarea arcurilor.
2...4	Proprietăți electrice speciale, pierderi mici prin curenți Foucault.
12...40	Crește duritatea și tendința spre fragilizare. Are bună rezistență la coroziune și bune proprietăți electrice. Se folosesc pentru turnarea pieselor.

16.2.5. Influența borului

De curînd s-a pus în evidență acțiunea puternică asupra călibilității, a adaosului de cîteva zecimi de miimi de procente bor.

De fapt, acest element în proporție de 0,0005...0,003% întîrzie transformarea perlitică fără s-o deplaseze pe scara temperaturilor.

Borul nu influențează poziția punctului critic M_s. El se opune formării constituenților moi în timpul călirii și în același timp nu face să crească susceptibilitatea la fisurare.

Acțiunea borului este eficace în timpul călirii, iar la recoacere este nulă. Influența borului asupra călibilității variază în funcție de conținutul în C și devine neglijabilă pentru conținuturi în C mai mari de 0,7%. Borul nu este utilizat decît la oțelurile cu conținuturi mai mici de 0,7% C și în special pentru mărcile de cementare (se îmbunătățesc caracteristicile mecanice ale miezului piesei).

Se precizează că menținerile prelungite la temperaturi de ordinul a 1 373 °K provoacă distrugerea efectului favorabil al borului de manieră cvasireversibilă.

Adaosul de bor face posibilă reducerea elementelor de aliere deficitare. Astfel, un oțel aliat cu bor și conținînd 0,8% Mn, 0,4...0,6% Cr, 0,2...0,5 % Ni și 0,08...0,15% Mo poate înlocui oțelurile aliate cu 3% Ni ; 1,2% Cr ; 0,1% Mo.

Oțelurile aliate cu bor sînt utilizate la fabricarea angrenajelor și pinioanelor cementate, a buloanelor, arborilor și arcurilor. Oțelurile aliate cu bor sînt încă în curs de dezvoltare și experiența va arăta care vor fi aplicațiile pentru care ele vor avea avantaje specifice.

16.3. OȚELURI ALIATE INDIGENE

Standardele, grupează oțelurile aliate în diferite categorii funcție de elementele de aliere folosite. Compoziția chimică, caracteristicile mecanice și tratamentele termice recomandate pentru unele mărci de oțeluri aliate sînt prezentate în tabelele 16.3, 16.4, 16.5.

În tabelele precedente s-au prezentat cîteva mărci de oțeluri aliate, spre a se scoate în evidență folosirea simbolizării, felul tratamentelor termice, caracteristicile mecanice. Pentru o mai largă documentare cititorul va folosi colecția STAS sau cărți de specialitate, care au ca scop tocmai prezentarea mărcilor de oțeluri produse de industria noastră siderurgică.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 16.5

Oțeluri slab aliate pentru construcții (STAS 791-77, STAS 1350-73)

Categoria	Marca	Compoziție chimică, %								Caracteristici mecanice			
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	S	P	σ_r / σ_c daN/mm²		δ_s, %	KCU (293 °K), daJ/cm²
Oțeluri mangan	10Mn16	max 0,12	1,4—1,8	0,2—0,4	max 0,3	max 0,3	max 0,3	max 0,04	max 0 04	45	30	21	8
	17Mn13	0,14—0,20	1,2—1,6	max 0,55	—	—	—	—	—	52	34	22	8
Oțeluri siliciu mangan	25SiMn14	0,20—0,29	1,2—1,6	0,6—0,9	max 0,3	max 0,3	max 0,3	max 0,04	max 0,04	60	40	16	—
	18SiMn14	0,14—0,23	1,2—1,6	0,6—0,9	max 0,3	max 0,3	max 0,3	max 0,05	max 0,05	60	40	16	—
Oțeluri siliciu crom mangan	30SiCrMn14	0,26—0,35	1,2—1,6	0,6—0,9	0,6—0,9	max 0,3	max 0,3	max 0,05	max 0,05	90	60	8	—
Oțeluri crom-nichel siliciu	10CrNiSi10	max 0,12	0,5—0,8	0,8—1,1	0,6—0,9	0,5—0,8	0,4—0,65	max 0,04	max 0,04	54	40	18	—
Oțeluri pentru automate	AUT 12L	0,08—0,16	0,6—0,9	—	—	—	—	0,08—0,20	0,08—0,15	42			
	AUT 30L	0,25—0,35	0,7—1,0	—	—	—	—	0,08—0,15	max —0,06	52			
	AUT 40L	0,35—0,45	1,2—1,6	—	—	—	—	0,18—0,30	max —0,06	60			

Scanned with OKEN Scanner

CAPITOLUL 17

OȚELURI ALIATE ȘI ALTE ALIAJE PENTRU SCULE

17.1. CLASIFICARE SIMBOLIZARE

Oțelurile de scule sînt oțeluri bogat aliate, care au o bună călibilitate, prezintă în structură carburi dure și rezistență la uzură și au o mare stabilitate la revenire. Oțelurile aliate de scule pot fi clasificate în funcție de destinația lor :

– oțeluri pentru scule aşchietoare și aparate de măsurat ;

– oțeluri pentru scule de deformare plastică la rece sau la cald și scule pneumatice.

Oțelurile de scule se livrează în stare recoaptă după forjare sau laminare și li se garantează mărimea grăuntelui austenitic, rețeaua și segregația de carburi și călibilitatea.

Oțelurile aliate pentru scule se simbolizează fie respectînd principiul compoziției chimice, fie destinația lor. Astfel, în STAS 3611-66 se prezintă mărcile de oțel aliat pentru scule, avînd destinația fie pentru scule aşchietoare și aparate de măsură (CVW 50 ; MCW 14 ; VSCW 9 ; VWC 50) fie pentru scule de deformare plastică și scule pneumatice (VMoC 15 ; VMoC 120 ; MoSMC 20 ; VN 06). Literele indică elementele de aliere, iar cifrele indică, în zecimi de procente conținutul mediu al elementului principal de aliere. În STAS 7382-71 sînt prezentate mărcile de oțel rapid pentru scule (Rp 1...Rp 8), literele indică prescurtarea de la oțel rapid, iar cifrele numărul de ordine al mărcii respective.

17.2. OȚELURI RAPIDE PENTRU SCULE

Oțelurile rapide sînt oțeluri aliate în special cu W, Cr a căror proprietate principală este de a păstra o duritate mare chiar după reveniri la temperaturi ridicate (873 °K). În compoziția chimică a oțelului rapid mai intră și vanadiul (1...2%) și cobaltul (5...15%).

Calitatea de aşchiere a oțelului rapid depinde de conținutul în W și anume crește pe măsură ce se mărește conținutul în acest element pînă la 23%. Wolframul formează carburi foarte dure și întîrzie înmuierea la revenire. Adăugarea vanadiului permite să se economisească în oarecare măsură W. Astfel, în cazul unui conținut suficient în V se pot obține calități optime de aşchiere pentru 10% W. Oțelurile bogate în V sînt totuși mai sensibile la supraîncălziri și au tendința de a fi fragile. Practic, se recomandă ca vanadiul să nu depășească 2,5%, conținut ce pare a fi optim în majoritatea cazurilor. Se precizează că elementele de aliere : W, Cr, Mo sînt elemente alfagene și prezența lor simultană în cantități importante poate suprima transformarea $\alpha \rightarrow \gamma$. De aceea

Scanned with OKEN Scanner

trebuie compensată această influenţă prin adăugarea de C (element gamagen). Conţinutul în C se recomandă să depăşească 0,7...0,8%.

În funcţie de conţinutul în elemente de aliere oţelurile rapide pot fi grupate în:

– oţeluri rapide *curente* cu conţinutul de 10...14% W şi 4% Cr;
– oţeluri rapide *superioare* cu conţinuturi de 18% W, 4% Cr şi 1% V;
– oţeluri rapide *extra* cu conţinuturi de 18...22% W, 4% Cr, 0...1% Mo, 1,5...2,5% V;
– oţeluri rapide *speciale* cu conţinuturi de 18...22% W, 4% Cr, 0...1% Mo, 1,5...2,5% V şi 2...15% Co.

Cobaltul provoacă durificarea austenitei reziduale: oţelul pare mai bine călit şi carburile odată dizovate întîrzie precipitarea. Se recomandă ca să nu se ridice prea mult conţinutul în Co deoarece el stabilizează austenita şi nu se poate transforma în martensită (peste 15% Co).

Oţelurile rapide au după turnare o structură formată din ledeburită asemănătoare cu a fontelor albe hipoeutectice. Carburile lamelare sau de formă alungită sînt incluse în matricea austenitică. Proporţia cantitativă de ledeburită este mărită de elementele care formează carburi: W, Cr, V, Mo. Numeroase carburi ledeburitice au duritate foarte mare, fapt care face ca oţelurile rapide să aibă o bună capacitate de aşchiere.

Spre a se obţine o repartizare cît mai uniformă a carburilor în întregul lingou, acesta se supune forjării într-un interval de temperaturi de 1 373... ...1 173 °K. După deformarea plastică oţelul rapid este supus unei recoaceri de înmuiere de 1 073 °K şi apoi este prelucrat la dimensiunile necesare sculei.

17.2.1. Transformări structurale în oţelurile rapide

La încălzirea oţelurilor rapide la temperaturi puţin superioare punctelor critice Ac_1 se dizolvă o cantitate mică de carburi şi ca urmare la călire nu se poate influenţa transformarea austenitei în martensită. Spre a dizolva o cantitate cît mai mare de carburi în matricea austenitică va trebui să se ridice temperatura de încălzire pînă la 1 473...1 573 °K (fig. 17.1 şi 17.2). Se observă că pe măsura ridicării temperaturii se dizolvă mai multe carburi de W, apoi de Cr, de V (fig. 17.1). Pe măsură ce temperatura de încălzire se situează între 1 473...1 573 °K cantitatea de carburi nedizolvate este minimă (fig. 17.2).

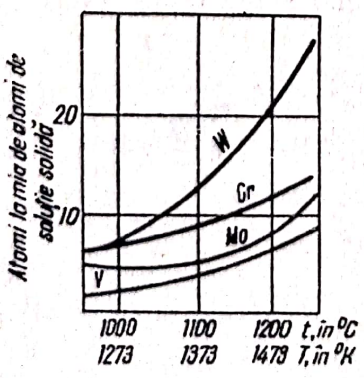


Fig. 17.1. Gradul de dizolvare a diverselor carburi în austenită funcţie de temperatura de încălzire

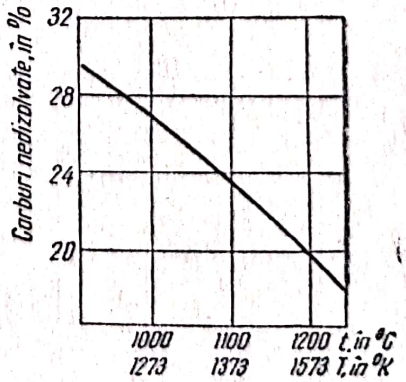


Fig. 17.2. Influenţa temperaturii de încălzire asupra gradului de dizolvare a carburilor.

Scanned with OKEN Scanner

Trebuie precizat că la această temperatură, carburile ledeburitice nu se dizolvă, rămîn incluse în austenită şi împiedică creşterea grăuntelui. Oţelurile rapide nu sînt sensibile la supraîncălzire.

În funcţie de gradul de subrăcire aplicat, oţelurile rapide pot suferi transformări perlitice, bainitice sau martensitice.

Poziţia punctului de început al transformării martensitice M_s este puternic influenţată de temperatura de încălzire (adică de gradul de omogenitate al austenitei) Luînd epruvete din acelaşi oţel şi încălzindu-le pentru călire la temperaturi diferite (1 173...1 573 °K) şi stabilind prin măsurători magnetice poziţia punctului M_s, aceasta se deplasează la temperaturi mai joase, dacă temperatura de austenitizare a fost mai mare (fig. 17.3) şi ca atare la răcirea în acelaşi mediu se va obţine în structură o cantitate tot mai mică de martensită formată. Coborîrea punctului de transformare martensitică pe măsura ridicării temperaturii de încălzire se explică prin aceea că austenita este mai omogenă, este mai stabilă şi deplasează transformarea martensitică la temperaturi joase.

După călirea în ulei sau aer comprimat structura oţelului rapid constă din martensită, austenită reziduală şi carburi nedizolvate.

La încălzirea unui asemenea oţel călit se vor provoca transformări ale gradului de tetragonalitate al martensitei şi modificări ale stabilităţii austenitei. La răcirea ulterioară, austenita reziduală se va transforma în martensită. După revenire structura va fi formată dintr-o martensită fină în care sînt dispersate carburi fine (carburile primare ce nu au fost dizolvate).

Dat fiind stabilitatea mare a austenitei reziduale, aceasta va suferi modificări la răcirea ulterioară numai dacă va fi încălzită la temperaturi de 773... ...873 °K.

Temperatura călirii are o influenţă puternică asupra proprietăţilor oţelului revenit. Spre a ilustra aceasta se vor lua probe din acelaşi oţel rapid, dar care au fost călite la temperaturi diferite şi se vor supune revenirii la diferite temperaturi (fig. 17.4).

Se observă că după călire probele ce au fost încălzite la temperaturi mai mari au duritate mai mică. Din contră, după revenire aceste probe au duritate mult mai mare. Aceasta se explică prin aceea că la temperaturi mari de călire austenita este mai omogenă, punctul M_s va fi situat la temperaturi mai joase şi va rămîne o cantitate mai mare de austenită reziduală. În timpul revenirii transformarea unei cantităţi mari de austenită reziduală în martensită şi precipitarea fină de carburi duce la apariţia unei durităţi mai mari. Se observă de asemenea

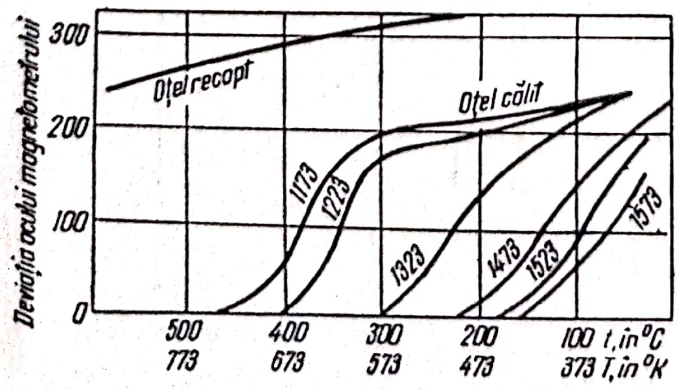


Fig. 17.3. Influenţa temperaturii de austenitizare asupra punctului critic M_s la oţelurile rapide.

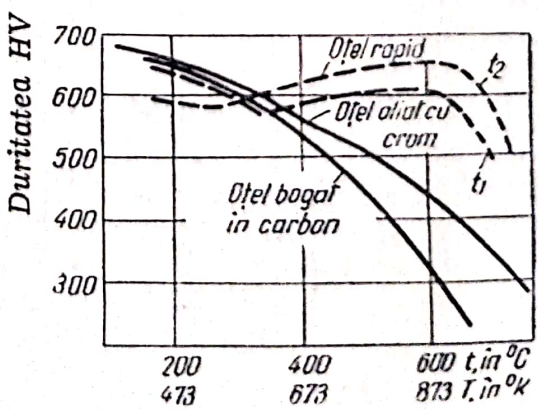


Fig. 17.4. Influenţa temperaturii de călire şi revenire asupra durităţii oţelurilor.

Scanned with OKEN Scanner

că la temperaturi scăzute de revenire 573...623 °K apare o scădere a durității oțelului călit și apoi la temperaturi mai ridicate 773...823 °K se înregistrează o creștere a durității care are valori mai mari decît cea de călire, numită și duritate secundară. Transformarea austenitei reziduale este favorizată de revenirile multiple (2...5) sau de aplicarea unui tratament la temperaturi joase.

17.2.2. Tratamente termice aplicate oțelurilor rapide

Se recomandă ca temperatura de călire să fie cuprinsă între 1 523...1 573 °K pentru a fi posibilă obținerea unor proprietăți mecanice ridicate. Deoarece oțelurile rapide au conductivitate termică scăzută este necesar ca încălzirea lor să se facă cu viteză mică. Ciclul de tratament termic pentru oțelul rapid este prezentat în figurile 17.5 ; 17.6. Încălzirea se face în cuptoare cu gaze, în cuptoare electrice sau în cuptoare cu băi de săruri. La cuptoarele cu băi se recomandă folosirea clorurii de bariu (Cl_2Ba). Pînă la 773...823 °K se face o încălzire cu viteză mică, se mărește viteza pînă se atinge temperatura de 1 073... 1 123 °K și după uniformizare încălzirea se face cu viteză și mai mare pînă la temperatura de călire. La fiecare treaptă de încălzire se face o menținere pentru uniformizarea temperaturii în masa sculei. Timpul de menținere se calculează în funcție de dimensiunile sculei.

Pentru a se micșora starea tensionată a sculelor datorită tratamentului termic se recomandă să se aplice călirea în trepte. Se va ține seama de faptul că pe curbele *TTT* în intervalul 873... ...673 °K apare un domeniu larg de stabilitate a austenitei, iar punctul M_j este situat la temperaturi joase. După austenitizare, oțelul este introdus într-o baie de sare la 773°...823 °K, unde este ținut pînă la uniformizarea temperaturii, apoi este răcit în ulei (fig. 17.7). Acest tratament prezintă avantajul că se micșorează valoarea tensiunilor care ar provoca deformări și chiar fisuri ale sculelor.

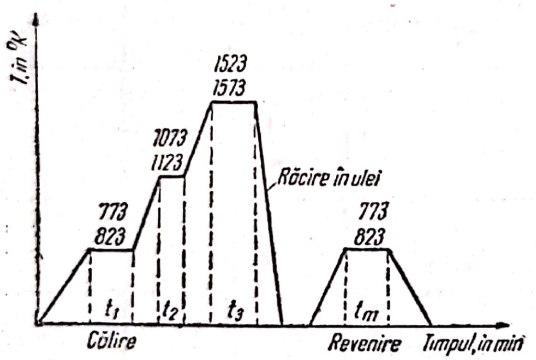


Fig. 17.5. Ciclograma tratamentului termic simplu a oțelului rapid.

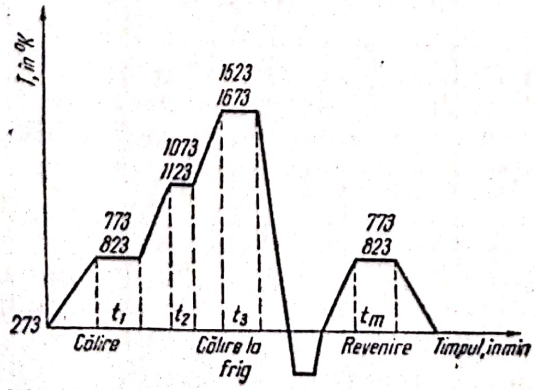


Fig. 17.6. Ciclograma tratamentului termic complex a oțelului rapid.

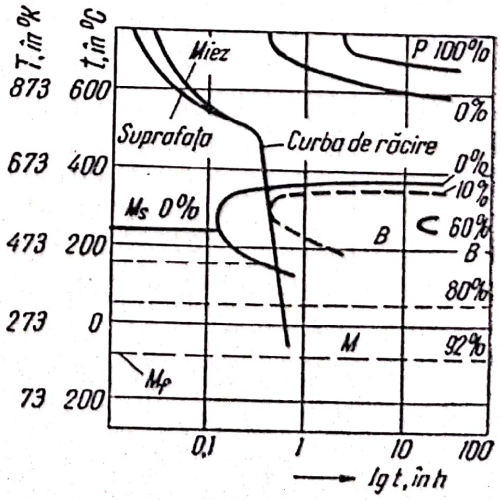


Fig. 17.7. Călirea în trepte a oțelului rapid.

Oțeluri rapide, mărci și tratamente termice

Tabelul 17.1

Mărci	Compoziția chimică, %							Recoacere de înmuiere		Călire			Revenire		
	C	Cr	Mo	W	V	C_o	P_{max}	$T_{înc}$, °K	*HB*	$T_{înc}$, °K	Mediu	*HRC*	$T_{înc}$, °K	Medie	*HRC*
RP 1	0,9 1,0	3,8 4,4	0,3	9 10,5	2 2,6	5 6		1063 1093	240 300	1523 1573	ulei		833 853		63 66
RP 2	0,7 0,8	3,8 4,4	0,3	17 18,5	1 1,4	4,5 5,5		1073 1113	260 300	1543 1583	aer ;		833 853		63 66
RP 3	0,7 0,8	3,6 4,4	0,6	17,5 19,5	1 1,4	—	0,025	1073 1103	240 300	1523 1573	baie izo-termă		823 853		63 66
RP 4	0,85 0,95	3,6 4,4	0,3	8,5 10	2 2,6	—		1033 1083	220 270	1483 1533	la 773 . . .	60	793 813	aer	63 66
RP 5	0,75 0,85	3,8 4,4	4,8 5,5	6 7	1,7 2,1	— —		1173 1103	220 270	1463 1503	823 °K		813 843		63 66
RP 6	1,25 1,4	3,8 4,4	0,7 1,0	11,5 12,5	3,5 4	4,5 5	0,03	1073 1103	240 300	1493 1533			833 853		64 67
RP 7	1,2 1,3	3,8 4,5	0,7 1,0	11,5 12,5	3,5 4	—		1053 1083	240 300	1483 1513			823 843		63 66
RP 8	0,8 0,9	3,8 4,4	0,7 1,0	11,5 12,5	2,3 2,6	—	0,025	1033 1083	240 300	1483 1513			823 843		63 66

Scanned with OKEN Scanner

După călire obișnuită se aplică o călire la temperaturi joase. Imediat piesele se introduc într-un amestec refrigerent la 153 °K, se menţin timp de o oră și apoi se supun revenirii. Revenirea se recomandă să se facă la temperaturi de 773...823 °K, încălzirea făcîndu-se cu viteză mică, cu o durată de menţinere de 2 ore, la această temperatură și apoi răcirea în aer. Se recomandă ca revenirea să se aplice imediat după călire pentru a se evita stabilizarea austenitei și fisurarea sculelor.

După călire, duritatea primară a oţelului rapid este de 60...62 unităţi. Rockwell. Revenirea oţelului la temperaturi sub 673 °K face să scadă această duritate, iar revenirea la temperaturi de 773...873 °K provoacă mărirea durităţii, putîndu-se obţine valori de 62...65 unităţi Rockwell.

Se fabrică de industria noastră 8 tipuri de oţeluri rapide (STAS 7382-71), a căror compoziţie chimică, duritate și regim de tratament termic prescris este indicat în tabelul 17.1.

17.2.3. Aliaje neferoase pentru scule

Există aliaje neferoase pentru scule, care au durităţi egale sau mai mari decît ale oţelului rapid. Aliajele neferoase cu utilizare mare, stelitele (aliaje de Co, Cr, W care conţin cca. 45% Co, 30% Cr, 15% W, 2% C, 5% Fe) se întrebuinţează în stare turnată netratate termic.

Stelitul are o structură formată din carburi incluse într-o matrice eutectică. Duritatea stelitului este de 63 *HRC* la 293 °K, iar la 1 273 °K este de 43 *HRC*. Stelitul are o foarte mare rezistenţă la uzură, la coroziune și la oxidare la temperaturi înalte. Stelitul se utilizează cu precădere la placarea suprafeţelor supuse la uzură (palpatoare pentru calibre, scaune de ventile, sape de foraj, palete de turbină etc.).

17.2.4. Aliaje dure turnate cu carburi speciale de wolfram și molibden (W_2C, Mo_2C) sau de tantal

Aceste carburi sînt aglomerate și sinterizate cu Co (4...12%) care le dă tenacitate.

Aceste aliaje fiind sensibile șocurilor nu pot fi întrebuinţate decît sub formă de plăcuţe lipite cu cupru pe un suport de oţel.

Duritatea acestor aliaje este naturală și nu rezultă în urma vreunui tratament termic.

Fabricarea plăcilor dure se face prin sinterizare. Se aglomerează materia primă (care-i sub formă de pulbere) și se încălzește la 1 473 °K sub presiune ridicată. Sinterizarea se face în atmosferă reducătoare sau într-un vid înaintat.

Duritatea acestor aliaje este la 293 °K de 75...80 HRC, iar la 1 273 °K de 60...65 HRC.

Faţă de avantajele durităţii la temperaturi înalte rezistenţa la uzură și la coroziune, aliajele cu carburi prezintă o fragilitate mare și rezistenţă redusă la oxidare la temperaturi ridicate.

Se utilizează la fabricarea sculelor aşchietoare, la fabricarea filierelor, lagărelor de ceasornice, aparatelor de măsură etc.

La noi în ţară se fabrică următoarele tipuri de plăcuţe dure, prezentate în tabelul 17.2.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 17.2

Plăcuțe dure, tipuri, utilizare

Simbol	Material prelucrat	Domeniu de utilizare	Procedeu de prelucrare
P 01 P 10	Oțel laminat și turnat.	Finisare și finisare fină. Degroșare și finisare.	Strunjire exterioară și interioară cu viteză de așchiere mare și $s<1$ mm/rot.
P 20 P 30	Oțel laminat și turnat și fontă maleabilă cu așchii lungi.	Degroșare și finisare.	Strunjire, frezare, viteze mijlocii ; $s<1$ mm/rot.
P 40 P 50	Oțel turnat cu incluziuni de nisip și retasuri.	Degroșare.	Strunjire cu viteze mici și $s<3$ mm/rot.
M 10 M 20 M 30	Oțel nealiat, aliat cu Mn. Oțel inoxidabil, fontă cenușie.	Degroșare și finisare.	Strunjire, frezare, utilizare generală.
M 40	Oțel austenitic, aliaje neferoase.		Strunjire interioară, exterioară, frezare răzuire.
K 01	Oțel călit, fontă cu $HRC \leqslant 60$, materiale ceramice.	Finisare fină și finisare.	Strunjire interioară, exterioară, frezare răzuire.
K 10	Oțel călit ; aliaje de cupru.	Degroșare și finisare.	Strunjire, rabotare, alezare, frezare, broșare, mortezare.
K 20	Fontă cenușie cu $HB \leqslant 220$.	Degroșare și finisare.	
K 30	Fontă cenușie, oțel, lemn stratificat.	Degroșare și finisare.	
K 40	Metale neferoase, lemn în stare naturală.	Degroșare și finisare.	

Scanned with OKEN Scanner

OȚELURI REZISTENTE LA COROZIUNE ȘI REFRACTARE

Spre a mări rezistența oțelurilor obișnuite la coroziune în atmosferă, în apă, în diferite medii agresive sau la oxidare la temperaturi mari li se adaugă elemente de aliere care să favorizeze apariția unui strat superficial, compact și aderent de oxizi rezistenți la acțiunea chimică a mediului de lucru.

Conținutul ridicat în Cr sau în Cr-Ni mărește rezistența la acțiunea chimică a mediului și oțelurile astfel aliate se numesc oțeluri inoxidabile sau anticorozive și refractare.

18.1. STRUCTURA OȚELURILOR INOXIDABILE

Pentru a înțelege mai bine structura, tratamentele termice și proprietățile mecanice ale oțelurilor rezistente la coroziune și refractare este necesară cunoașterea diagramelor de echilibru Fe-Cr, Fe-Cr-Ni, Fe-Cr-C, Fe-Cr-Ni-C. Aceste diagrame cu toate eforturile depuse nu sînt cunoscute decît pe o bază semicantitativă, datorită dificultăților obținerii unor aliaje cu grad ridicat de puritate și a ritmului lent în care acestea răspund tratamentului termic.

Diagrama de echilibru Fe-Cr (fig. 18.1) arată că pe măsura creșterii conținutului în Cr, se îngustează domeniul fazei γ și crește cel al fazei α și la concentrații de 40...50% Cr apare un compus intermetalic FeCr, numit faza σ care este foarte dur și fragil. După un tratament termic normal, aliajele cu peste 12,5% Cr au structura formată numai din faza α, dar este posibil să se formeze și faza σ după o durată mare de menținere la temperatura de 753 °K. Cantitativ influența impurităților asupra liniilor de echilibru ale diagramei Fe-Cr este puțin cunoscută. Se apreciază că Si ar provoca o creștere a domeniului fazei σ și că un efect asemănător ar avea și Ni, Al, Mo, Ti, Nb.

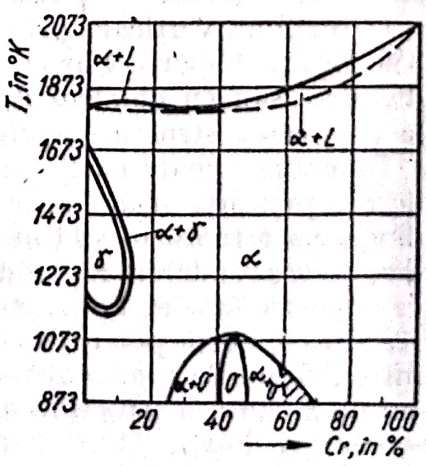


Fig. 18.1. Diagrama de echilibru Fe-Cr

Diagrama de echilibru Fe-Cr-C este foarte complexă și din aceste motive se prezintă o pseudodiagramă binară, o secțiune prin diagrama ternară Fe-Cr-C la un conținut de 0,1% C pentru a scoate în evidență constituenții structurali (fig. 18.2). La diverse concentrații în Cr apar: soluția solidă γ (austenita aliată cu Cr); soluția solidă α (ferita aliată cu Cr); faza σ și

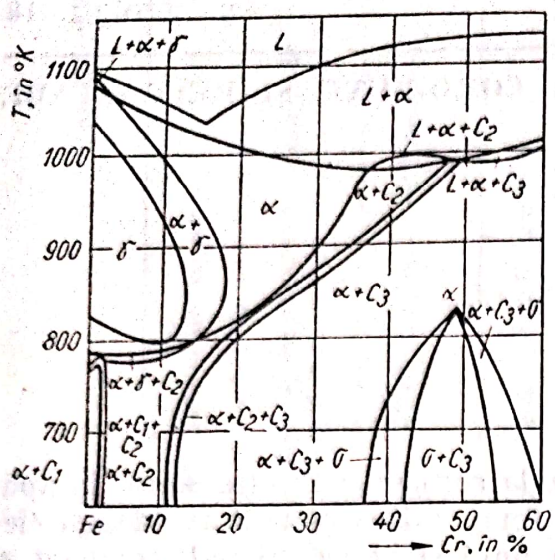


Fig. 18.2. Pseudodiagrama binară a aliajului ternar Fe-Cr-C pentru 0,1% C.

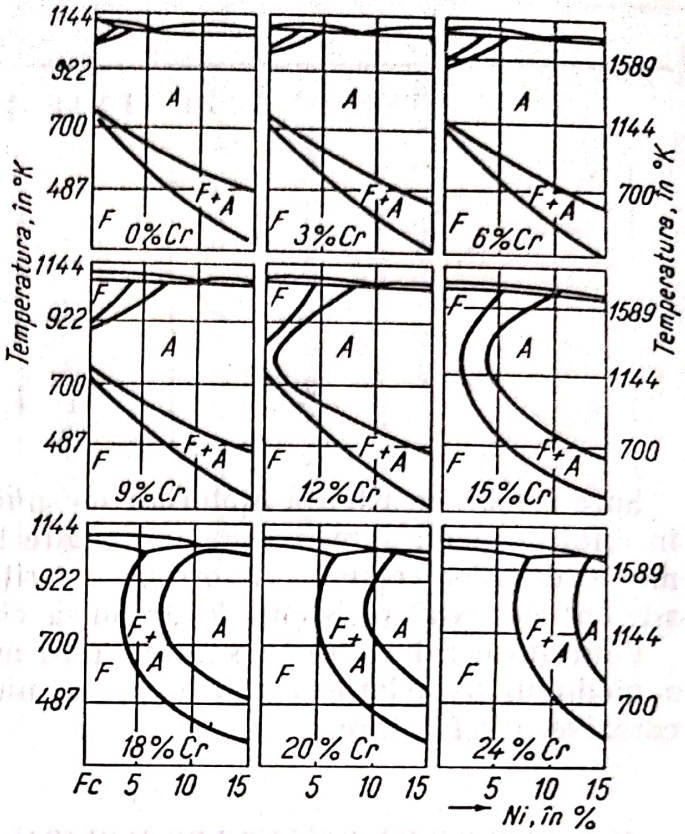


Fig. 18.3. Pseudodiagrame binare ale aliajului ternar Fe-Cr-Ni.

diverse tipuri de carburi de Cr. Cementita aliată cu crom $FeCr_3C$ notată cu C_1 care poate dizolva pînă la 15% Cr; carbura de crom $(CrFe)_7C_3$ notată cu C_2 care poate dizolva pînă la 5% Cr și carbură de crom $(CrFe)_{23}C_6$ notată cu C_3 care poate dizolva pînă la 25% Cr.

Diagrama de echilibru Fe-Cr-Ni are complexitate mare și este cunoscută numai semicantitativ. La diferite conținuturi constante în Cr aliajele pseudobinare au aspectul din figura 18.3 și din analiza lor se desprind următoarele observații:

— pe măsura creșterii conținutului în Cr (peste 12%) se extinde domeniul fazei α și dispare transformarea alotropică a Fe, $\alpha \rightarrow \gamma$;

— creșterea conținutului în Ni, îngustează domeniul fazei α și face să apară structura bifazică $\alpha+\gamma$ sau numai γ în anumite intervale de temperatură.

O secțiune verticală prin diagrama ternară Fe-Cr-Ni la concentrația de 8% Ni arată foarte clar că în aceste aliaje apar fazele γ, α și σ, cu domenii distincte sau cu domenii de tranziție, lucru de care trebuie să se țină seama la analizarea structurii oțelurilor inoxidabile (fig. 18.4).

Diagrama cuaternară Fe-C-Cr-Ni are un aspect complex și este dificil de a o prezenta și din aceste motive pentru interpretări calitative se folosește diagrama ternară (o secțiune la conținut constant de 0,1% C, figura 18.5 sau diagrame pseudobinare, cu diferite conținuturi în Cr și Ni. Se precizează faptul că oțelurile inoxidabile Cr-Ni, pot prezenta diverse structuri (F, $F+P$, M, A, $A+F$), adică pot exista oțeluri inoxidabile feritice, martensitice sau austenitice. Oțelurile care conțin sub 0,1% C și au 18% Cr și 8% Ni au la temperatura ambiantă o structură austenitică (fig. 18.6) și carburi de Cr sau $A+F_\delta+$ +carburi de Cr.

Deoarece Ni este deficitar s-a căutat să se înlocuiască în oțelurile inoxidabile cu diferite elemente gamagene (N, Mn, Cu), dar nici unul din acestea adăugate

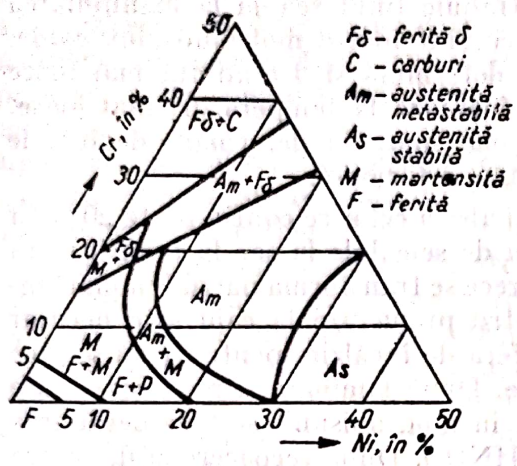


Fig. 18.4. Secțiune verticală prin diagrama ternară Fe-Cr-Ni.

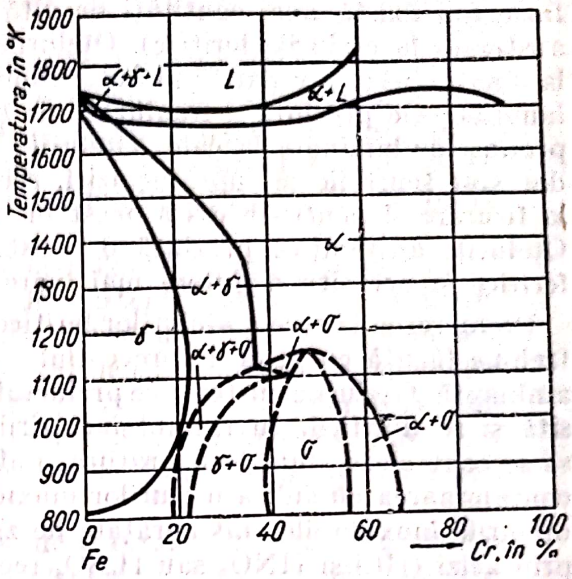


Fig. 18.5. Secțiunei zotermă printr-o diagramă cuaternară Fe-C-Cr-Ni pentru 0,1% C

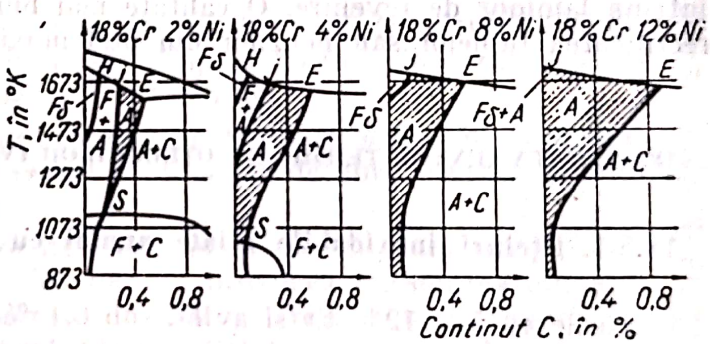


Fig. 18.6. Pseudodiagrame binare pentru aliajul ternar Cr-Ni-C.

de unul singur nu a dat rezultate bune. Adaosuri de peste 25% Mn nu vor forma structuri complet austenitice în oțelurile care conțin peste 15% Cr, iar azotul nu poate fi adăugat în cantități suficient de mari pentru a se obține structuri austenitice. S-au obținut rezultate satisfăcătoare dacă pe lîngă 1...3% Ni s-a adăugat 0,25...0,45% N și peste 12% Mn. Apare așadar posibil obținerea unor oțeluri inoxidabile cu 18% Cr, 1...3% Ni, 0,25...0,45% N, 12% Mn, care au un indice economic mai avantajos.

18.2. ELABORAREA ȘI DEFORMAREA PLASTICĂ A OȚELURILOR INOXIDABILE

Oțelurile rezistente la coroziune și refractare se pot clasifica ținînd seama de structură în : feritice, ferito-martensitice și austenitice. Elaborarea acestor oțeluri se face în cuptoare cu arc electric sau în cuptoare de înaltă frecvență. Deformarea plastică a acestei categorii de oțeluri prezintă unele particularități comparativ cu oțelurile carbon sau slab aliate. Astfel, toate oțelurile inoxidabile au conductivitate termică scăzută și au un domeniu mai restrîns al temperaturilor de început și sfîrșit de prelucrare. Se obține o bună prelucrabilitate prin deformare la cald, atunci cînd la temperatura de încălzire oțelul este mono-

fazic sau există mici cantităţi de altă fază (ferita la oţelurile austenitice sau austenită la oţelurile feritice). Oţelurile inoxidabile martensitice pot fi forjate, laminate, perforate dar fiind autocălibile este necesar să fie răcite lent. În stare laminată ele prezintă o fragilitate de care trebuie ţinut seama la manipularea produselor laminate la cald. Oţelurile feritice sînt foarte moi cînd sînt calde, dar sînt sensibile la supraîncălziri, ceea ce determină şi o tendinţă mai mare la fisurare şi pentru a evita acest lucru se lucrează la temperaturi mai joase. Oţelurile austenitice prezintă o rezistenţă mai mare la deformare decît cele feritice şi necesită o putere mai mare pentru deformare.

Prelucrarea la rece a oţelurilor feritice, mai ales a celor ce conţin peste 20% Cr trebuie făcută cu grijă deoarece sînt extrem de sensibile la şoc la temperatura ambiantă. Oţelurile austenitice prelucrate la rece se transformă parţial în martensită şi se durifică. În timpul încălzirii pentru prelucrare la cald este necesar să se controleze atent temperatura şi atmosfera de încălzire pentru a nu se face contaminarea cu sulf a oţelurilor inoxidabile. După laminare şi recoacere toate oţelurile inoxidabile sînt curăţate de zgură, în mod obişnuit se face decaparea prin acizi (HCl şi HNO_3 sau H_2SO_4 rece şi HNO_3). După recoacere şi decapare suprafaţa materialului laminat la cald are un aspect mat (prezintă o anumită netezire) iar dacă-i necesară o suprafaţă mai lucioasă se va supune laminării într-un laminor de revenire. O calitate mai bună a suprafeţei se obţine prin rectificarea tablelor sau benzilor din oţel inoxidabil.

18.3. TRATAMENTUL TERMIC AL OŢELURILOR INOXIDABILE

18.3.1. Oţeluri inoxidabile aliate numai cu crom

Oţelurile cu 5...12% Cr şi avînd sub 0,15% C sînt autocălibile şi călibilitatea lor creşte pe măsura ridicării conţinutului în Cr şi C. În majoritatea cazurilor oţelurile cu 5...9% Cr trebuie să prezinte o stare ductilă pentru a fi folosite în industrie şi în acest scop sînt supuse fie normalizării şi revenirii, fie unor recoaceri complete. Recoacerea se efectuează de obicei prin încălzire la o temteratură superioară celei critice şi răcire lentă, dar poate fi realizată şi prin încălzire sub punctele critice.

Datorită autocălirii aceste oţeluri trebuiesc sudate cu măsuri de precauţie. Mărirea sudabilităţii acestor oţeluri se face prin adăugarea de Nb sau Ti (0,15...0,20%), care favorizează formarea carburilor stabile, astfel că materialul se comportă ca un oţel inoxidabil cu conţinut scăzut în C. Oţelurile cu conţinut ridicat în Cr (peste 20%) sînt feritice, dacă nu se ţine seama de carburile existente. Recoacerea lor prezintă următoarele dificultăţi:

– sînt sensibile la creşterea granulaţiei în timpul încălzirii (se poate obţine o ameliorare dacă se adaugă azot);

– prezintă o sensibilitate la fragilizare dacă sînt încălzite în intervalul de temperaturi 703...1 033 °K sau cînd sînt răcite lent în acest domeniu. Fragilizarea este o consecinţă a îmbătrînirii aliajului, prin precipitarea fazei σ.

Pentru a evita aceste dificultăţi se recomandă ca încălzirea să se facă în intervalul de temperaturi 1 033...1 200 °K urmată de o răcire rapidă.

Scanned with OKEN Scanner

18.3.2. Oţeluri inoxidabile crom-nichel

Aceste oţeluri sînt considerate ca fiind formate dintr-o singură fază austenita, dar în realitate sînt plurifazice. În oţelurile obişnuite 18-8 austenita este metastabilă şi prin deformare plastică se transformă parţial în martensită. De asemenea în aceste oţeluri există şi carburi a căror solubilitate variază cu temperatura şi în timpul răcirii lente poate avea loc precipitarea lor la limita grăunţilor.

După tratamentul termic obişnuit (călire de la 1 323 °K în apă sau aer) structura acestor oţeluri este formată din poliedre de austenită omogenă cu incluziuni de zguri oxidice fine. Acest oţel prezintă, rezistenţă la coroziune în aer, apă şi mulţi agenţi chimici, are rezistenţă şi rezilienţă mare la temperaturi scăzute, capacitate mare de ecruisare, rezistenţă la oxidare la temperaturi ridicate şi refractaritate, nu are proprietăţi magnetice şi se poate suda bine.

Austenita omogenă obţinută în urma călirii de la 1 325 °K în apă sau aer, este metastabilă la temperaturi ridicate.

În funcţie de compoziţia chimică a oţelului, de tratamentul termic, de deformarea prealabilă la rece şi de durata de menţinere la temperaturi ridicate, structura este formată din austenită, ferită, carburi $(CrFe)_4C$ şi compusul intermetalic FeCr (faza σ).

În cazul cînd conţinutul în Ni şi C este mai mic (sub 8% Ni şi sub 0,1% C), iar conţinutul în Cr şi Si creşte puţin, poate să apară ferita δ, în cazul recoacerilor de durată la temperaturi de 973...1 073 °K.

Oţelurile austenitice inoxidabile pot să aibă în structură şi faza σ, dacă conţinutul în Cr depăşeşte 20% şi au suferit o recoacere de lungă durată la temperaturi de 838...1 198 °K.

Faza σ poate să apară din cauza deformărilor la rece precum şi datorită prezenţei elementelor: Mo, Si, Nb, Ti. Faza σ provoacă micşorarea alungirii relative, gîtuirii şi rezilienţei şi măreşte duritatea şi rezistenţa la rupere, iar rezistenţa la coroziune nu-i influenţată. Dacă se face o recoacere la 1 323 °K urmată de o călire, se poate înlătura faza σ şi ca urmare scade sensibilitatea la fragilizare.

Pentru a nu se influenţa rezistenţa la coroziune a oţelului 18-8 e necesar să se aplice corect tratamentul termic. Dacă după călirea de la 1 323 °K în apă se aplică o recoacere la temperaturi de 773...873 °K cu durata de menţinere de 50 ore, se separă carburile sub formă de reţea la limitele grăunţilor şi se micşorează rezistenţa la coroziune a oţelului. Micşorarea rezistenţei la coroziune s-ar datora fie faptului că aceste carburi sînt uşor atacate, fie că datorită reţelei de carburi s-ar micşora conţinutul în Cr al straturilor vecine (sub 12%) şi din această cauză ar slăbi rezistenţa la coroziune. Nu se cunoaşte exact care este cauza micşorării rezistenţei la coroziune, cert este că în cazul apariţiei reţelei de carburi se micşorează sensibil această rezistenţă. Agentul coroziv produce o coroziune intercristalină (se dizolvă materialul din imediata vecinătate a reţelei de carburi, legătura dintre diferitele cristale este slăbită şi oţelul devine sfărîmicios).

Reducerea tendinţei la coroziune intercristalină se poate face prin adăugarea elementelor de aliere: Ti (pînă la 0,8%), Nb (pînă la 1,3%), care au afinitate mare pentru carbon şi formează carburi cu stabilitate mare. Aceste carburi nu mai sînt solubile în austenită şi nu se mai favorizează separarea carburilor de Cr sub formă de reţea.

Scanned with OKEN Scanner

Oțeluri anticorozive și refractare, mărci, tratament termic, caracteristici mecanice *Tabelul 18.1*

Mărci	Compoziție, %						Călire (recoacere)		Revenire		Caracteristici mecanice				Structura
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Alte elemente	T_{inc}, °K	Mediu			σ_r, dan/mm²	σ_s, dan/mm²	δ_s, %	Z, %	
7Cr120	0,08	0,6	0,6	11 . . .13	—	—	1 273 1 323	ulei, aer, ulei	973 1 073	ulei	60	42	20	60	Feritică
12Cr130	0,09 0,15	0,6	0,6	12 . . .14	—	—	1 273 1 323	aer ulei	973 1 063	aer ulei apă					Ferito-martensitică
20Cr130	0,16 0,24	0,6	0,6	12 . . .14	—	—	1 273 1 323	aer ulei	933 1 033	aer, ulei, apă	66	45	15	55	martensitică
30Cr130	0,25 0,34	0,6	0,6	12 . . .14	—	—	1 223 1 293	ulei	473 573	aer ulei	—	—	—	—	martensitică
12TiCr250	0,15	0,8	1,0	24 . . .27	—	0,8 % Ti	recoacere 1 003 1 043	aer apă	—	—	45	33	20	45	feritică
10NiCr180	0,12	2,0	0,8	17 . . .19	—	—	1 248 1 313	ulei	—	—	50	20	45	55	austenitică
14NiCr170	0,08	1,0 . . .2,0	0,8	16 . . .18	1,5 . . .2,5		1 248 1 313	ulei	548 623	aer	110	85	10	30	feritică
7TiNiCr180	0,08	1,0 . . .2,0	0,8	17 . . .19	9 . . .11	0,6 % Ti	1 323 1 373	aer ulei apă	—	—	50	20	40	55	austenitică

Scanned with OKEN Scanner

40SiCr90	0,35 0,45	0,7	2,0 3,0	8...10	—	—	—	recoacere 1 123 1 143	aer	—	—	75	50	15	35	martensitică
15SiNiCr250	0,2	1,5	2,0... 3,0	24...27	18...21	—	—	1 343 1 423	aer ulei apă	—	—	60	30	35	50	austenitică
22MnNiCr130	0,15 0,30	8 10	0,8	12...14	3,7...4,7	—	—	1 343 1 403	aer	—	—	65	25	35	55	martensitică
10NMnNiCr170	0,12	8 10,5	0,8	16...18	3,5...4,5	0,15 0,25 %N	—	1 323 1 373	aer ulei apă	—	—	70	35	40	55	feritică
8TiMoNiCr170	0,1	1 2	0,8	16...18	12...14	0,3 0,6 %Ti 1,8... 2,5 %Mo	—	1 323 1 373	ulei aer apă	—	—	52	22	40	55	austenitică
7NbNiCr120	0,08	1...2	0,8	17...19	11...13	1,2 %Nb	—	1 323 1 373	aer ulei apă	—	—	50	18	40	55	austenitică

Se precizează că aceste oţeluri nu sînt magnetice, au un coeficient de dilataţie mai mare ca al oţelurilor nealiate şi pot fi ecruisate foarte uşor. Aptitudinea de ecruisare face ca aceste oţeluri să aibă multe aplicaţii în practică. Se întrebuinţează la fabricarea pieselor ce lucrează în condiţii grele de uzură şi coroziune. Aceste oţeluri se prelucrează greu la rece şi pentru a le mări aptitudinea de deformare se va ridica conţinutul în Ni şi se va diminua puţin conţinutul în Cr. De aceea se preferă utilizarea oţelurilor cu 12...14% Ni şi 12...14% Cr, în locul oţelului 18-8.

18.4. MĂRCI UZUALE

Oţelurile anticorozive şi refractare se simbolizează printr-un număr care indică conţinutul în C în sutimi de procent, litera care indică elementul de aliere şi cifra care arată concentraţia medie a elementului principal (STAS 3583-64).

În compoziţia chimică a acestor oţeluri se admit conţinuturi reziduale de 0,6% Ni; 0,3% Cu 0,03%S; 0,035%P; 0,006%S+P; 0,2% W şi 0,2% Mo. La oţelurile nealiate cu Ti acesta se admite ca adaos tehnologic de 0,2% dacă oţelul nu conţine Ni şi de 0,5% dacă conţine Ni.

În tabelul 18.1 se prezintă cîteva mărci de oţeluri anticorozive şi refractare indicîndu-le compoziţia chimică, regimul de tratament termic şi valorile caracteristicilor mecanice.

Scanned with OKEN Scanner

CAPITOLUL 19

OȚELURI PENTRU TEMPERATURI ÎNALTE DE EXPLOATARE

19.1. CLASIFICARE-UTILIZARE

Oțelurile folosite pentru temperaturi înalte de exploatare trebuie să prezinte bune proprietăți mecanice, stabilitate și rezistență la coroziune precum și conductivitate termică, dilatație și modul de elasticitate de valori acceptabile. În același timp oțelul trebuie să aibă și o limită ridicată la fluaj. Funcție de temperatura de exploatare și presiunile de lucru se utilizează fie oțeluri carbon, fie oțeluri aliate în special cu Cr, Mo sau Cr-Ni. Clasificarea acestor oțeluri se face funcție de structură în trei clase :

— oțeluri ferito-perlitice sau bainitice, care pot fi oțeluri carbon și oțeluri aliate cu Mo, Cr-Mo, Cr-Mo-V, eventual și alte elemente, în care conținutul în Cr poate fi maximum de 6% ;

— oțeluri feritice și martensitice, în a căror structură pot să apară și carburi ale elementelor de aliere, în special pe bază de Cr, dat fiind participarea acestui element în proporție 5...30% ;

— oțeluri austenitice, în a căror structură apar și carburi ale elementelor de aliere (Cr, Mo, V etc.) și a căror compoziție este formată în principal din Cr-Ni în proporție de 18-8 ; 25-20 ; 14-12 etc.

Pentru cazanele și recipienții ce lucrează cel mult la 673 °K și presiuni de 60 daN/cm² se utilizează oțelurile carbon. Dacă temperatura de exploatare este de 637...843 °K și presiunea pînă la 150 daN/cm² se recomandă utilizarea oțelurilor aliate cu Cr, Mo, V. Siderurgia noastră produce în acest scop oțeluri carbon OLT 35 K și OLT 45 K utilizate pentru țevi (STAS 8148-68) ; R 37 ; R 44 ; R 52 pentru table (STAS 2883/2-76) și oțeluri aliate 16 Mo 3 ; 14 CrMo 4 ; K 41 ; K 47 ; K 52 (STAS 2883/3-76).

Oțelurile feritice și martensitice se utilizează pentru fabricarea utilajelor ce lucrează la temperaturi de 923...1 023 °K și presiuni peste 150 daN/cm². Din aceste oțeluri se execută palete de turbină, supape, scaune de supape, rotoare, instalații în industria chimică etc. și se recomandă să prezinte :

— o limită bună de fluaj și rezistență la oboseală la temperatura de exploatare ;

— tenacitate atît la temperatura ambiantă cît și la temperaturi ridicate ;

— punctele de transformare fazică să fie la temperaturi mai ridicate decît cele la care se întrebuințează ;

— rezistența la coroziune a agenților chimici și o rezistență la uzură prin erodare.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 19.1

Mărci de oţeluri feritice şi martensitice utilizate la temperaturi ridicate

Marca	Compoziţia chimică, %						$\sigma_{1/100\,000}$, daN/mm²				Producător
							Temperatura de exploatare, °K				
	C	Cr	Mo	V	Ni	Alte elem.	773	873	923	973	
Refricem 1	0,15 0,22	10— 12,50	0,30 0,80	—	1,4 1,8	0,04 N 0,02 Nb	8	5,8	—	5	R.S.R. I.C.E.M.
Sandvik HT 7	0,10	9,0	1,0	—	—	—	10	2,8		—	Suedia
Sandvik HT 9	0,20	12,0	1,0	0,3	—	0,5 W	20	5,5	2,4	—	Suedia
Virgo 7	0,22	11,5	1,1	0,35	—	—	20	11,5	6,8	4	Franţa
12 H1MF	0,08 0,15	0,9 1,2	0,25 0,35	0,15 0,30	⩽0,25	Mn 0,40 0,70	—	—	—	—	U.R.S.S.

Tabelul 19.2

Mărci de oţeluri austenitice utilizate la temperaturi ridicate

Marca	Compoziţia chimică, %				$\sigma_{1/100\,000}$, daN/mm²				Producător
					Temperatura de exploatare, °K				
	C	Cr	Ni	Alte elemente	873	923	973	1 023	
Virgo 18 SB	0,08	17	12	0,45 Ti	11,5	6,8	4	—	Franţa
Virgo 19 SB	0,08	17	13	2,25 Mo 0,6 Nb	13,5	8	4,5	—	Franţa
Sandvik 21R72HV	0,10	15	15	1,2 Mo ; 0,45 Ti 1,8 Mn ; 0,008 B	14,0	9,5	6,5	—	Suedia

Scanned with OKEN Scanner

Din clasa oţelurilor feritice şi martensitice fac parte oţelurile Refricem 1 sau 2; Sandwik HT 9; Virgo 7, a căror compoziţie chimică este prezentată în tabelul 19.1.

Oţelurile austenitice se utilizează pentru fabricarea pieselor şi utilajelor ce lucrează la temperaturi de 973 °K sau de 1 073 °K în cazul duratei scurte de funcţionare. Sînt oţeluri aliate cu 14...30% Cr şi 8...35% Ni şi elemente ca Mo, W, Ti, Nb, V, Cu, Si, Mn, N în cantitate mică şi conţinut sub 0,1% C. Structura austenitică a acestor oţeluri este durificată prin precipitarea unor faze secundare (carburi, carbonitruri, compuşi intermetalici). În tabelul 19.2 sînt prezentate cîteva mărci din aceste oţeluri în plus de cele arătate la grupa oţelurilor rezistente la coroziune şi refractare (cap. 18).

19.2. INFLUENŢA UNOR FACTORI ASUPRA PROPRIETĂŢILOR OŢELURILOR LA TEMPERATURI RIDICATE

Proprietăţile mecanice ale oţelurilor folosite la temperaturi ridicate sînt dependente de compoziţia chimică, de microstructură şi de mărimea grăuntelui.

Limita de fluaj şi rezistenţa la rupere a acestor oţeluri se poate îmbunătăţi prin adaosuri de: Mo, Ti, Nb etc. Molibdenul ridică temperatura de recristalizare şi favorizează apariţia carburilor stabile şi a unor compuşi intermetalici, fapt care favorizează creşterea limitei de fluaj. În figura 19.1 este ilustrată influenţa adaosurilor de Mo şi a tratamentului termic asupra limitei de fluaj. Adaosuri de Ti, Nb au o influenţă favorabilă moderată asupra limitei de fluaj, iar adaosurile de Mn, Ni, Cu, Si au o influenţă mică, iar Al determină o micşorare a acestei proprietăţi. Efectul elementelor de aliere asupra limitei de fluaj este clar evidenţiat în figura 19.2, atît la oţelurile feritice cît şi la cele austenitice.

S-a constatat că structura austenitică *C.F.C.* este mai rezistentă la fluaj decît cea feritică *C.C.*, fapt care explică buna comportare la fluaj a oţelurilor austenitice Cr-Ni. Efectul Ni asupra fluajului este foarte favorabil atunci cînd este utilizat pentru modificarea sistemului cristalin. Carbonul, azotul şi

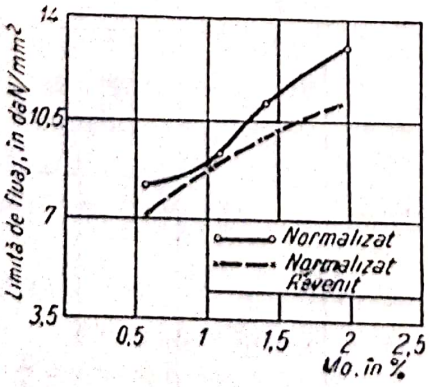


Fig. 19.1. Influenţa Mo şi a tratamentului termic asupra limite de fluiaj.

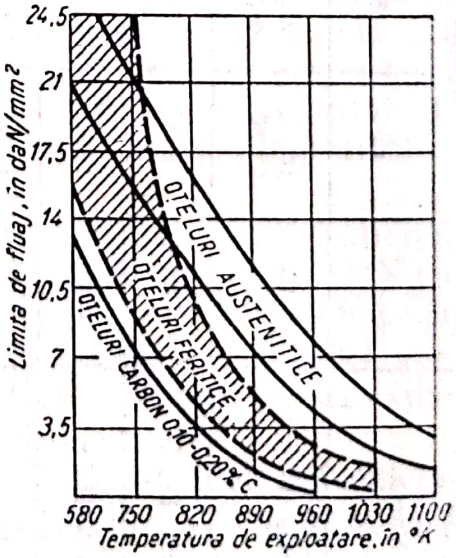


Fig. 19.2. Variaţia limitei de fluaj la diferite tipuri de oţeluri.

Scanned with OKEN Scanner

manganul în anumite combinaţii pot avea o acţiune favorabilă asupra fluajului.

Tratamentul termic aplicat oţelului poate influenţa favorabil limita de fluaj datorită formării unor faze noi, globulizării şi aglomerării carburilor şi nitrurilor precum şi grafitizării. Astfel, oţelurile aliate cu Mo au o limită la fluaj mai mare dacă sînt normalizate (fig. 19.1) decît dacă sînt şi revenite.

În oţelurile aliate cu Mo globulizarea are loc la temperaturi peste 800 °K şi poate avea loc şi o grafitizare, îndeosebi dacă s-a făcut calmarea cu Al. Dacă li se adaugă Cr, are loc o stabilizare a carburilor, se micşorează sau se elimină grafitizarea şi se întîrzie globulizarea.

În oţelurile austenitice Cr-Ni, carburile sînt instabile în domeniul de 700...1 143 °K, precipită la limita grăunţilor şi micşorează rezistenţa la coroziune, dar nu s-a dovedit că ele ar diminua rezistenţa la rupere, limita de fluaj sau tenacitatea la temperatura ambiantă. Comportamentul la fluaj al oţelului depinde şi de mărimea grăunţilor şi de limitele grăunţilor. Fluajul la temperaturi joase depinde de structura grăuntelui, în timp ce la temperaturi ridicate limitele grăunţilor joacă rolul principal (temperatura înaltă sau joasă se consideră în raport cu cea de topire a oţelului). Raportul dintre volumul limitelor grăuntelui şi cel al grăuntelui propriu-zis trebuie să intervină în fluaj. În această situaţie, oţelul cu granulaţie mare va fi mai rezistent la fluaj la temperaturi ridicate, în timp ce la temperaturi joase rezistenţa la fluaj va fi mai bună dacă granulaţia va fi fină. În general, se constată că limita la fluaj este ridicată prin creşterea granulaţiei, dar acest lucru are limite, deoarece o creştere prea mare a grăunţilor dăunează altor proprietăţi, scade ductilitatea la temperatura ambiantă.

19.3. STABILITATEA OŢELURILOR LA TEMPERATURI RIDICATE

Stabilitatea acestor oţeluri se apreciază prin modificările de structură şi prin corodare. În oţelurile Cr-Mo, precipitările de carburi la limita şi în interiorul grăunţilor face ca să scadă siguranţa în exploatare a utilajelor. De exemplu, la oţelul 12HlMF modificarea de structură după 30 000 respectiv 100 000 ore de exploatare la 813...823 °K şi presiunea de lucru 140 daN/cm² este evidentă (fig. 19.3).

Oţelurile austenitice Cr-Ni pot suferi o îmbătrînire în timpul exploatării, avînd ca rezultat fragilizarea. Tendinţa spre îmbătrînire va fi micşorată dacă oţelul are adaosuri de Ti sau Al. Aplicarea unei normalizări şi o dezoxidare perfectă a oţelului îi micşorează sensibilitatea la îmbătrînire prin deformare la temperatura de exploatare.

Oţelurile cu conţinut moderat în Cr şi Mn, precum şi cele care conţin în plus Ni sînt sensibile la fragilitatea de revenire. Micşorarea tendinţei spre fragilizarea de revenire se realizează prin adaosuri de 0,3...0,5% Mo. Oţelurile feritice aliate cu 12...15% Cr devin fragile prin încălzire prelungită în jurul temperaturii de 700 °K datorită favorizării apariţiei fazei σ, dură şi fragilă. Proprietăţile de ductilitate şi rezistenţă la şoc a oţelurilor conţinînd peste 20% Cr pot fi sensibil micşorate chiar şi prin răcire lentă în domeniul 850...650 °K.

Rezistenţa la coroziune respectiv la oxidare a oţelurilor folosite la temperaturi ridicate are importanţă deosebită. Oxidarea are loc printr-un proces de difuziune a oxigenului spre interior şi a elementelor de aliere spre exterior,

Scanned with OKEN Scanner

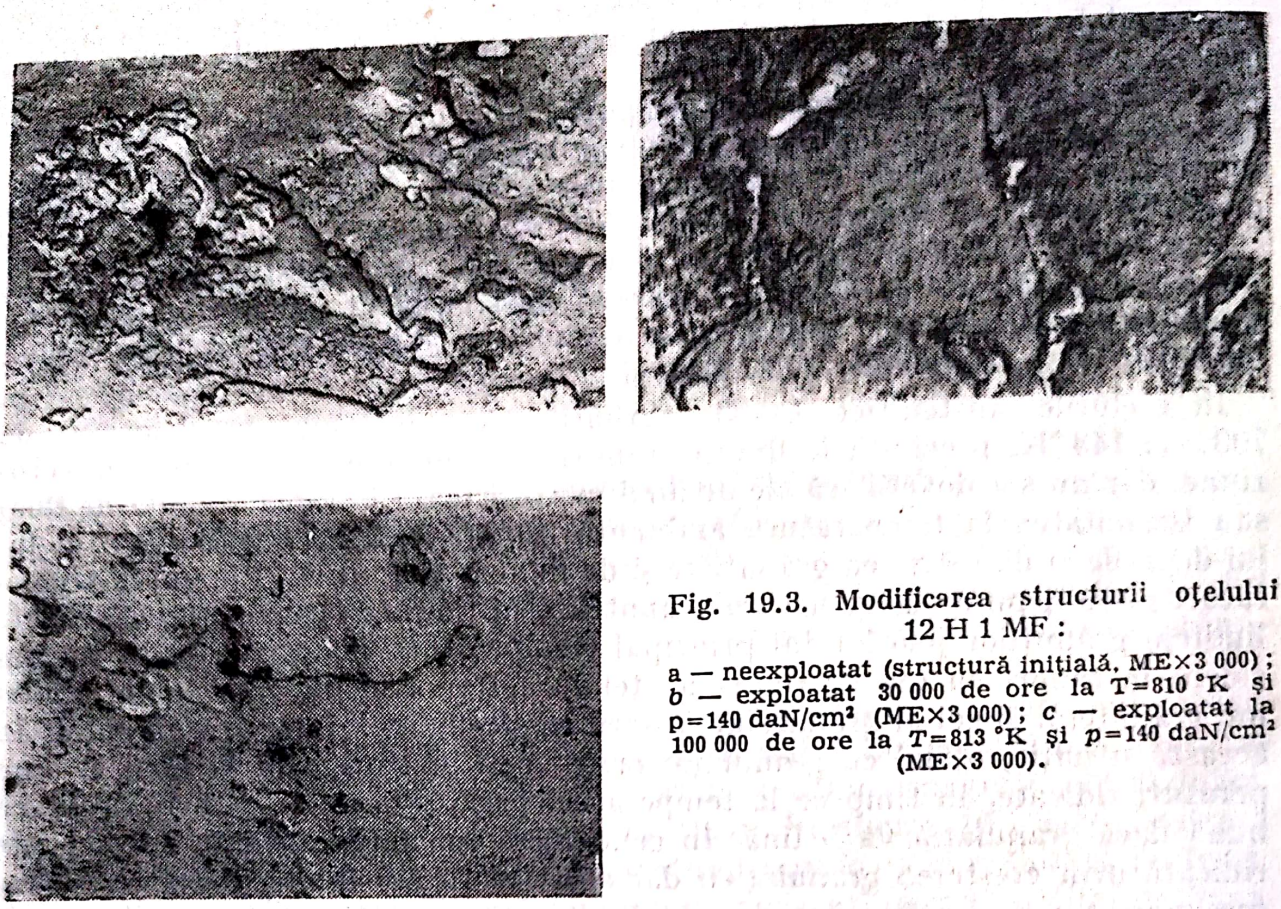


Fig. 19.3. Modificarea structurii oțelului 12 H 1 MF :

a — neexploatat (structură inițială, ME×3 000); *b* — exploatat 30 000 de ore la $T=810$ °K și $p=140$ daN/cm² (ME×3 000); *c* — exploatat la 100 000 de ore la $T=813$ °K și $p=140$ daN/cm² (ME×3 000).

prin stratul de zgură deja format. Mărirea rezistenței la oxidare se poate realiza prin alierea cu Cr, care deși ca element se oxidează mai ușor decît Fe, formează un strat de oxizi aderent și compact, care întîrzie difuziunea oxigenului și oprește oxidarea. Rezistența la oxidare este mărită dacă pe lîngă Cr oțelul conține Si și Al.

Rezistența la oxidare este bună dacă conținutul în Cr depășește 5%. Din analiza figurii 19.4 rezultă că la 873...923 °K oțelul aliat cu 5% Cr are o rezistență bună la oxidare, iar cel cu 10...12% Cr se comportă bine la 1 073 °K, iar cel cu 27...28% Cr prezintă o bună rezistență la oxidare la temperaturi de exploatare de 1 273 °K.

Gradul de oxidare în timp a oțelului nealiat și aliat cu Cr-Mo stabilizat la 873 °K este arătat în figura 19.5. Spre a se scoate și mai clar în evidență influența compoziției chimice a oțelului asupra rezistenței la oxidare, se prezintă în fi-

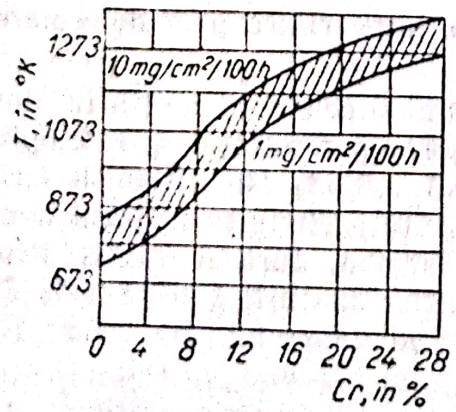


Fig. 19.4. Rezistența la oxidare a oțelurilor aliate cu Cr.

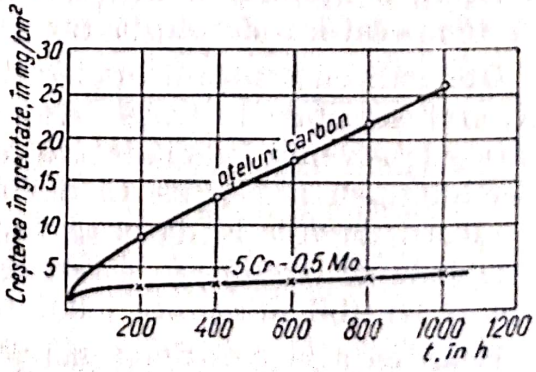


Fig. 19.5. Gradul de oxidare în timp a oțelurilor aliate cu Cr-Mo.

Scanned with OKEN Scanner

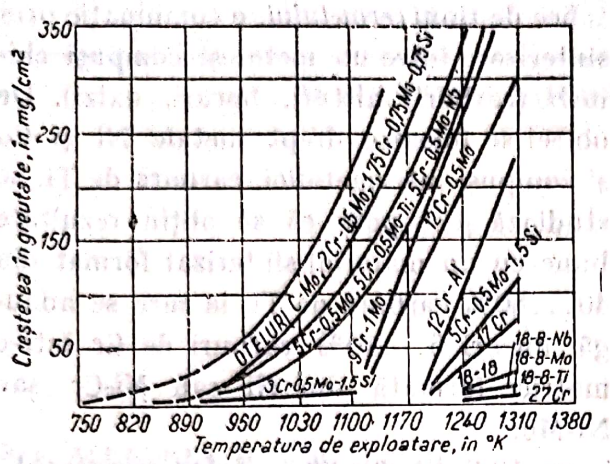


Fig. 19.6. Rezistența la oxidare a unor oțeluri la diferite temperaturi.

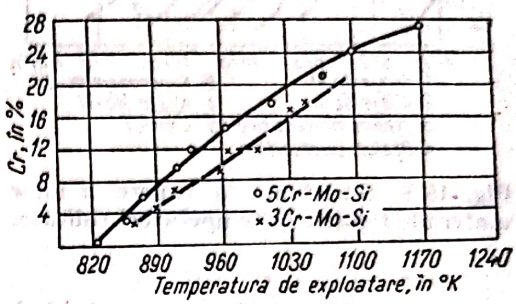


Fig. 19.7. Influența cromului asupra temperaturii de exploatare a oțelului.

gura 19.6 o comparație între gradul de oxidare al diferitelor oțeluri în timp de 1 000 ore la diverse temperaturi.

Prevenirea oxidării necesită o creștere aproape liniară a Cr cu temperatura (fig. 19.7). Adaosuri de 1,25...1,50% Si îmbunătățesc foarte mult rezistența la oxidare, putîndu-se micșora conținutul de Cr necesar.

Aprecierea rezistenței la corodare a unui oțel folosit la temperaturi ridicate, trebuie însă făcută luînd în considerare nu oxidarea în atmosferă obișnuită, ci cea rezultată din atmosfera de lucru în care pot să apară CO, CO_2, H_2, H_2O, H_2S, NH_3 etc., gaze sau săruri și metale topite.

19.4. TENDINȚE ÎN DEZVOLTAREA ALIAJELOR REZISTENTE LA TEMPERATURI RIDICATE

Problema aliajelor rezistente la temperaturi ridicate nu va fi niciodată soluționată, deoarece există tendința de a mări mereu parametrii tehnici ai agregatelor. De exemplu la turbinele de gaz există tendința de a mări și temperatura și presiunea pentru a ridica randamentul, fapt care impune crearea unor materiale refractare, cu rezistență chimică și mecanică de valori ridicate. Se pare că după unele încercări, progresul obținut cu aliajele Fe-Ni-Co, încetează a mai avea caracter revoluționar. Punctul de topire relativ jos al acestor aliaje este opozabil unei rigidități mari la temperaturi de peste 1 173...1 273 °K. Deoarece rezistența la oxidare la aceste temperaturi nu mai este suficientă, se recurge la placări de protecție. Trebuie să se găsească posibilități de a obține aliaje cu puncte înalte de topire pe bază de Cr, Ti, Nb, Ta, Zr. Sînt speranțe ca aliajele cu 60% Cr, 25% Mo, 15% Fe să răspundă cerințelor din ce în ce mai mari și să servească drept bază pentru super aliajele folosite la temperaturi ridicate.

Molibdenul și wolframul sînt două metale cu puncte de topire ridicate, dar din cauza unei slabe rezistențe la oxidare, nu vor putea fi folosite decît cu structură protectoare, aderențe de oxizi refractari. Molibdenul poate servi drept metal de bază deoarece cu mici adaosuri de Ti el poate fi utilizat în bune condițiuni la temperatura de 1 473 °K. Există tendința de a folosi materialele neme-

Scanned with OKEN Scanner

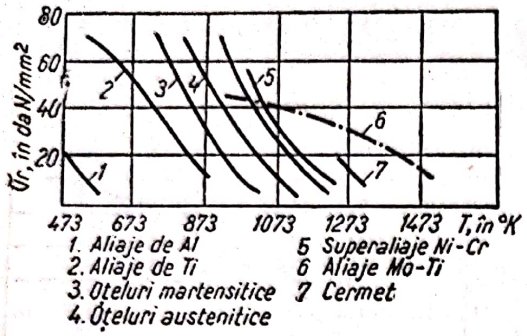


Fig. 19.8. Rezistenţa la rupere a unor materiale folosite la temperaturi ridicate.

talice de tipul *cermetului*, o combinaţie prin sinterizare între un metal şi compuşi chimici (carburi, nitruri, boruri, oxizi). De obicei se folosesc drept metale Ni şi Co şi compuşi intermetalici, carbura de Ti. Se studiază şi se pare că se obţin rezultate bune cu un material sinterizat format din 40...80% carbură de Ti, la care se adaugă uneori 5...10% carburi de Cr într-o matrice formată din Ni sau Ni-Cr sau Ni-Mo.

În mod ilustrativ se prezintă în figura 19.8 o comparaţie între caracteristicile diverselor materiale folosite la temperaturi ridicate şi iese în evidenţă că aliajele pe bază de Mo se vor impune în viitor.

Scanned with OKEN Scanner

CAPITOLUL 20

MATERIALE FOLOSITE ÎN DOMENIUL CRIOGENIC

20.1. ALEGEREA MATERIALULUI

Necesitatea creerii şi folosirii materialelor la temperaturi din ce în ce mai scăzute, a apărut odată cu extinderea folosirii gazelor lichefiate, cu construcţia avioanelor, rachetelor, staţiilor de explorări cosmice, care în multe situaţii lucrează la temperaturi apropiate de 0 °K. Materialele folosite în domeniul criogenic 223...4 °K, din punct de vedere metalurgic trebuie să prezinte :

— o ridicată ductilitate, care să se menţină şi în domeniul temperaturilor de exploatare ;

— o mică sensibilitate la efectul de crestătură ;

— o bună conductivitate termică şi un mic coeficient de dilataţie ;

— o rezistenţă mare la rupere la nivelul temperaturilor de exploatare ;

— bune proprietăţi de turnare, deformare plastică şi de sudare.

Pe măsura ridicării parametrilor tehnici ai instalaţiilor, aparatelor şi maşinilor, materialul folosit în domeniul criogenic a trebuit să aibă un spectru cît mai larg al proprietăţilor mecanice, fapt care a impus concentrarea cercetărilor spre folosirea oţelurilor şi fontelor. Alegerea materialului pentru domeniul criogenic se face în principal pe baza încercărilor de rezilienţă la temperaturi mai joase decît cele de exploatare, care permit aprecierea gradului în care apare riscul unei ruperi fragile. Pentru diverse nivele de temperaturi de exploatare se recomandă materialele prezentate în tabelul 20.1.

În general, se tinde de a lega comportarea materialului la temperaturi joase de sistemul lui de cristalizare. Metalele şi aliajele care cristalizează în *CFC* ca : Al, Cu, Ni, Pb şi oţelurile austenitice au o bună comportare la temperaturi joase. Cele care cristalizează în alte sisteme cristaline *C.C*, *H.C*, *H.N*, ca de exemplu Feα, Zn, Mg şi oţelurile feritice, sînt considerate ca fragile la temperaturi joase. Se precizează că pe lîngă factorul cristalin mai intervin şi alţi factori care influenţează comportarea materialelor la temperaturi scăzute. Aşa se explică de ce Mg şi Zn care cristalizează în *H.C.* au un comportament total diferit. Magneziul şi aliajele lui ultrauşoare se comportă bine pînă la 193 °K, pe cînd Zn devine fragil la temperaturi de 263...253 °K. De asemenea oţelurile feritice sînt fragile la temperaturi de 77 °K şi este mai bine să se aprecieze comportarea materialului după modul cum este afectată temperatura de tranziţie a rezilienţei.

Tabelul 20.1

Materiale folosite în domeniul criogenic

T, °K	σ_r, daN/mm²				Produse lichefiate la presiunea atmosferică
	35	45	53	<70	
	Nivel de energie CHARPY V, daJ				
	1,4	1,8	2,1	2,8	
până la 238 °K (−35 °C)	—	Oţeluri carbon cu 0,8...1,2 % Mn (ASTM A 201)	—	—	Amoniac 240 °K (−33 °C)
până la 220 °K (−51 °C)	—	idem	Oţeluri carbon cu σ_r=49 şi max. 0,25 % C. Normalizate	Oţeluri carbon cu σ_r=56, călit şi revenit. Max 0,2 % C	Propan 231...225 °K (−42...−48 °C)
până la 172 °K (−101 °C)	—	Oţeluri aliate cu 3 % Ni ASTM A 203D şi A 300	—	—	Co_2; Acetilenă; Etan 105...184 °K (−78...−89 °C)
până la 75 °K (−198 °C)	—	Fontă cu grafit nodular: 2,6 % C; 2,12 % Si; 3,75 % Mn; 27,5 % Ni	Oţeluri inoxidabile cu max. 0,1 % C ASTM A 240	Oţeluri aliate cu 9 % Ni sau 9 % Ni şi 4 % Co. Călite şi revenite. ASTM A 353	Metan, argon, oxigen, azot 169...77 °K (−104...−196 °C)
până la 4 °K (−269 °C)	Aluminiu şi aliaje Al-Mg	—	idem	—	Neon, hidrogen, heliu 27...4 °K (−246...−269 °C)

Scanned with OKEN Scanner

20.2. OȚELURI ȘI FONTE PENTRU DOMENIUL CRIOGENIC

20.2.1. Oțeluri cu bază de nichel

Oțelurile cu bază de Ni pentru domeniul criogenic se caracterizează prin conținutul scăzut în C (sub 0,20%), conținutul de 1,5%...9,5% Ni și conținuturi foarte mici de S, P și gaze. Pentru temperaturi de exploatare de 214...172 °K se recomandă folosirea oțelurilor aliate cu 3,2...3,8% Ni ; pentru temperaturile de 172...123 °K oțelurile cu 4,5...5,3% Ni ; iar pentru temperaturile de 77 °K se recomandă folosirea oțelurilor cu 8,5...9,5% Ni. Pentru a avea o imagine asupra acestor oțeluri se prezintă compoziția lor chimică în tabelul 20.2. Elaborarea acestor oțeluri se poate face în cuptoare Martin, cuptoare electrice acide sau bazice sau în cuptoare cu insuflare de oxigen.

Tabelul 20.2

Oțeluri aliate cu Ni folosite la temperaturi joase

Calitatea	Compoziția chimică, %					
	C	Si	Mn	Ni	S	P
Oțel aliat cu 3,5% Ni	0,12 0,20	0,10 0,35	0,30 0,80	3,25 3,75	max. 0,03	max. 0,025
Oțel aliat cu 5% Ni	0,12 0,20	0,15 0,35	0,30 0,80	4,5 5,25	max. 0,03	max. 0,025
Oțel aliat cu 9% Ni	0,10 0,15	0,10 0,35	0,30 0,90	8,50 9,50	max. 0,03	max. 0,030

Oțelurile aliate cu 2,5...9,5% Ni au proprietăți bune de deformare plastică la cald și se pot forja și lamina, respectîndu-se intervalul de temperatură prescris în tabelul 20.3.

Tabelul 20.3

Intervalul temperaturilor de forjare al oțelurilor aliate cu Ni

Calitatea	Intervalul de temperaturi pentru forjare-laminare, °K
Oțel aliat cu 3,5% Ni	1 123...1 323
Oțel aliat cu 5% Ni	1 123...1 323
Oțel aliat cu 9% Ni	1 073...1 273

Funcție de conținutul în Ni oțelurile prezintă structuri : ferito-perlitice, bainitice, martensitice. Proprietățile mecanice ale acestor oțeluri depind de conținutul în Ni și de tratamentul termic la care au fost supuse (tab. 20.4).

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 20.4.

Oţeluri aliate cu Ni. Tratamentul termic şi proprietăţile mecanice

Calitatea	Tratament termic	Proprietăţi mecanice									
		σ_r, daN/mm²		σ_c,		δ, %		Z, %		KCV, daJ/cm²	
		293 °K	$T_{expl.}$	293 °K	$T_{expl.}$	293 °K	$T_{expl.}$	293 °K	$T_{expl.}$	293 °K	$T_{expl.}$
Oţel aliat cu 3,5% Ni	Normalizare 1 143 °K/aer + revenire 893 °K/aer Călire 1 153 °K/apă sau ulei + revenire 893 °K/aer	45	—	27	—	24 33	18 (173 °K)	50 67	40 (173 °K)	18	6 (173 °K)
Oţel aliat cu 5% Ni	Dublă normalizare 1 123 °K/aer revenire 873 °K/aer Călire 1 073...1 123 °K/apă revenire 873 °K/aer	55	—	37	—	19 22	18 (153 °K)	50 55	40 (153 °K)	23	6 (153 °K)
Oţel aliat cu 9% Ni	Dublă normalizare 1 153...1 193 °K/aer Revenire 833...873 °K/aer Călire 1 063...1 093 °K/apă Revenire 833...873 °K/aer	69	110 (77° K)	60	100 (77° K)	32	30 (77 °K)	—		9,5	4,5 (77 °K)

Scanned with OKEN Scanner

Oţelurile aliate cu Ni se folosesc la fabricarea conductelor şi rezervoarelor pentru transportul şi stocajul gazelor lichefiate. Se fabrică din aceste oţeluri rezervoarele navelor de transport a gazelor lichefiate sau cisternele vagoanelor, sau autovehiculelor destinate transportului de gaze lichefiate.

20.2.2. Fonte pentru aplicaţii criogenice

Necesitatea realizării prin turnare a unor produse cu o rezistenţă bună la şoc şi uzură pentru temperaturi joase a condus la obţinerea fontelor nodulare cu structură austenitică a căror compoziţie chimică este indicată în tabelul 20.5.

Tabelul 20.5

Fonte nodulare pentru domeniul criogenic

Marcă	Compoziţia chimică, %					
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mg
Fontă D-3	2,54	2,56	0,35	31,2	3	0,09
Fontă D-5	2,19	2,77	0,28	35,7	—	0,12
Fonta 2NiM	2,6 2,8	2,3...2,8	3,75 4,5	21...24	max. 0,2	0,11

Obişnuit tehnologia de tratament termic a fontelor criogenice constă dintr-o recoacere (T_{inc} = 1 173...1 223 °K/minim 4 h/aer sau în cuptor pînă la 823 °K). Proprietăţile mecanice şi rezistenţa la şoc a acestor fonte sînt bune chiar şi la temperaturi de 73 °K (fig. 20.1 şi fig. 20.2).

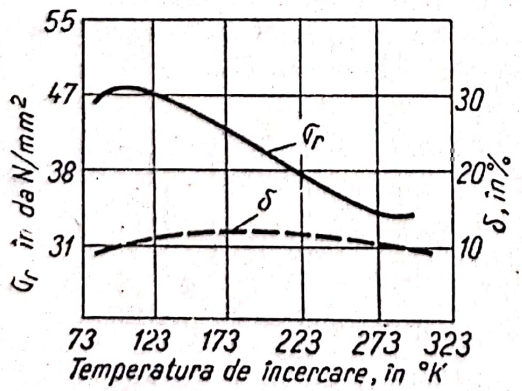


Fig. 20.1. Fonte criogenice nodulare. Proprietăţi mecanice.

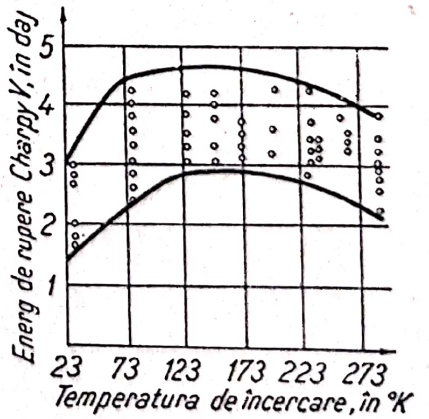


Fig. 20.2. Fonte criogenice nodulare. Rezistenţa la şoc.

20.2.3. Oţeluri cu structură austenitică

Aceste oţeluri fac parte din grupa oţelurilor inoxidabile şi se caracterizează prin conţinutul în C sub 0,1% şi prin conţinutul în Cr de 16...26% şi cel de Ni de 3,5...22%. În tabelul 20.6 se prezintă cîteva mărci uzuale din această categorie de oţeluri produse în ţări cu o puternică industrie siderurgică.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 20.6

Oţeluri austenitice pentru domeniul criogenic

Marca de oţel	Compoziţia chimică, %								
	C	Mn	Si_{max}	Cr	Ni	Mo	P	S	Altele
AISI 301	0,15	max. 2,0	1,0	16...18	6...8	—	0,045	0,03	—
X12CrNi 18-8	0,15	2,0	1,0	17...19	8...10	⩽0,6	0,2	>0,15	—
ZCND 17·11	0,08	2,0	1,0	16...18	10...14	2...3	0,045	0,03	—
ACI CF 3 C	0,08	1,5	2,0	18...21	9...12	—	0,04	0,04	Nb ≃ 8 C
Z6CNT 18·11	⩽0,08	2,0	1,0	17...19	9...12	—	0,04	0,04	Ti⩾5 C

Aceste oţeluri sînt supuse de obicei călirii de punere în soluţie ($T_{înc}$=1 323... ...1 473 °K) în scopul realizării unui grad mare de omogenitate a austenitei, iar prin răcire bruscă se împiedică precipitarea carburilor de Cr la limita grăunţilor care provoacă diminuarea rezistenţei la coroziune intercristalină. Se recomandă să se evite încălzirea de lungă durată sau răcirea lentă în intervalul de temperaturi 823...1 073 °K, care favorizează precipitarea carburilor de Cr şi sensibilizează oţelul la coroziune intercristalină.

În figurile 20.3 şi 20.4 este redată evoluţia proprietăţilor mecanice cu temperatura de încărcare pentru diferite stări de prelucrare termică şi mecanică a oţelurilor AISI 316 şi AISI 347. Din analiza acestor date se remarcă faptul că pentru toate condiţiile de încercare caracteristicile de plasticitate se situează la valori superioare oţelurilor aliate cu Ni care au o structură *CC*.

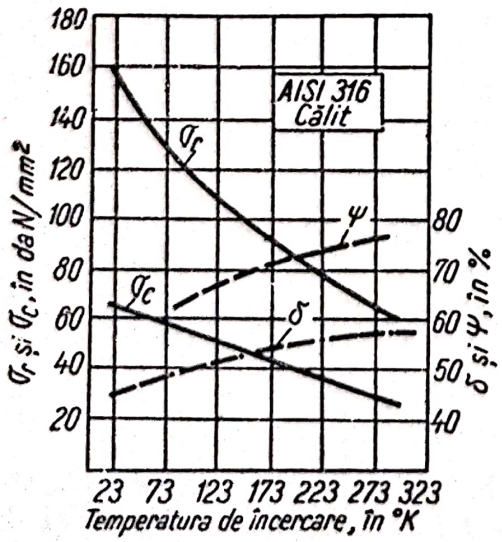


Fig. 20.3. Oţeluri austenitice AISI 316. Proprietăţi mecanice.

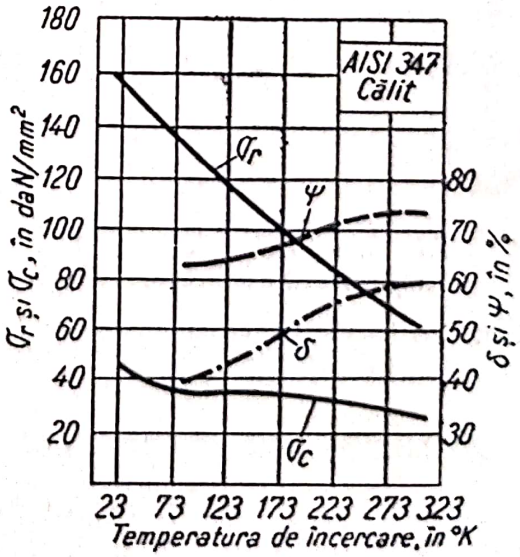


Fig. 20.4. Oţeluri austenitice AISI 347. Proprietăţi mecanice.

Scanned with OKEN Scanner

Oţelurile aliate cu Ni prezintă avantajul că au limita de curgere şi rezistenţa la rupere mult mai mari la valori suficiente ale ductilităţii, fapt care permite obţinerea unor produse mult mai suple şi mai ieftine.

20.3. ALIAJE NEFEROASE FOLOSITE LA TEMPERATURI JOASE

Folosirea acestor aliaje pentru instalaţii criogenice este recomandată atunci cînd solicitările mecanice au valori mai mici, iar produsul trebuie să aibă greutate specifică mică. Ca aliaje neferoase se folosesc îndeosebi cele pe bază de Al, Ni, Ti şi Mg, din care sînt prezentate cîteva calităţi în tabelul 20.7.

Tabelul 20.7

Aliaje neferoase folosite la temperaturi joase

Marca aliajului	Compoziţia chimică, %									
	Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Ni	Si	Ti	Alte
2 014	rest	0,005	4,5	—	0,5	1	—	1	—	—
7 079	rest	0,15	0,6	0,40	3,3	0,2	—	0,3	0,1	4,5 Zn
Ti-6Al-4V	5,9	—	—	0,12	—	—	—	—	rest	4 V ; 0,021 C ; 0,019 N_2
Ti-5 Al-2,5 Sn	5,2	—	—	0,32	—	—	—	—	rest	2,4 Sn 0,019 N_2
K Monel	3,0	—	29	1,5	—	1	rest	1	0,5	—
Réné 41	1,5	20	—	3,0	—	—	rest	—	3,0	10 Co 10 Mo

Aliajele neferoase se supun tratamentelor termice de călire şi îmbătrînire sau unor recoaceri urmate sau nu de îmbătrînire (tab. 20.8). În mod ilustrativ se

Tabelul 20.8

Aliaje neferoase, prelucrarea termică

Marca oţelului	Prelucrarea termică sau mecanică
2 014 7 079	Călire de punere în soluţie + îmbătrînire artificială 753 . . .813 °K/apă 263 . . .473 °K/aer
Ti-6Al-4 V Ti-5 Al-2,5 Sn	recoacere
K Monel Réné 41	Îmbătrînire 866/K° 16 h/aer Recoacere + îmbătrînire 1 033 °K/16 h/aer

Scanned with OKEN Scanner

arată evoluţia proprietăţilor mecanice a unor aliaje neferoase în figurile 20.5, 20.6 şi 20.7. Aliajele pe bază de Ti se pare că vor avea o extindere tot mai mare pentru domeniul criogenic tocmai datorită unei rezistenţe mecanice ridicată şi a păstrării ductilităţii la temperaturi joase.

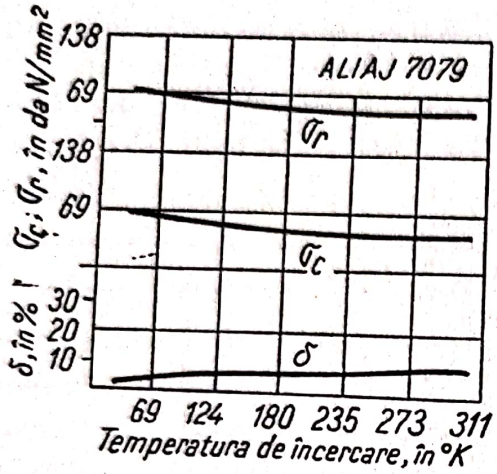


Fig. 20.5. Aliaje neferoase 7079. Caracteristici mecanice.

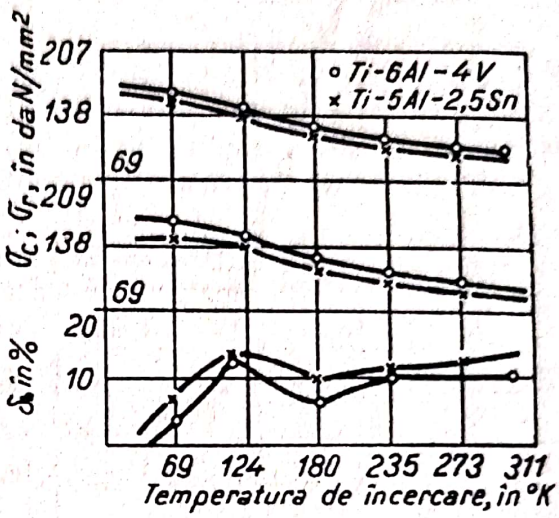


Fig. 20.6. Aliaje neferoase pe bază de Ti. Caracteristici mecanice.

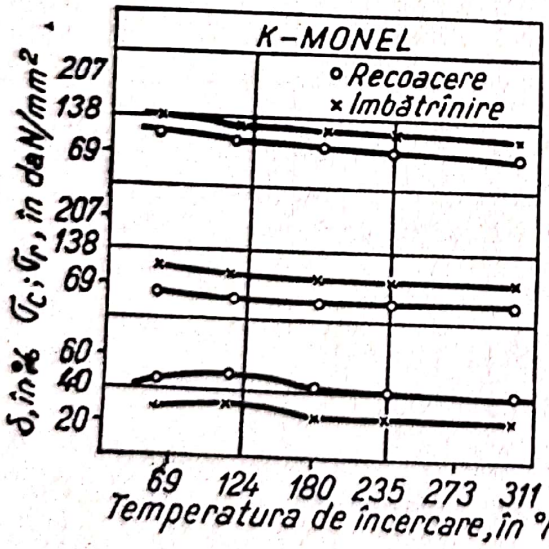


Fig. 20.7. Monel. Caracteristici mecanice.

PARTEA A V-A

ALIAJE NEFEROASE

Producția mondială de oțel este 20...30 ori mai mare decît a tuturor celorlalte aliaje. Această supremație a oțelurilor carbon rezidă în prețul de cost scăzut asociat unor excelente proprietăți mecanice. În plus, oțelurile posedă bune calități de prelucrare prin așchiere și deformare plastică, ele însă se toarnă dificil.

Fonta cu toate că are proprietăți mecanice inferioare oțelului este un material ieftin, foarte ușor de turnat ceea ce permite fabricarea unor piese de formă complicată.

Din păcate, materialele feroase obișnuite sînt foarte sensibile la coroziune. Acest neajuns a fost rezolvat în ultima vreme prin folosirea oțelurilor aliate, dar prețul lor de cost este ridicat și de aceea se face apel la metale și aliaje neferoase.

Folosirea metalelor și aliajelor neferoase se datorește : rezistenței la coroziune, ușurinței de turnare, prelucrabilității prin așchiere și prin deformare plastică, la greutate egală caracteristici mecanice superioare celor ale oțelului carbon, foarte bune caracteristici fizice (conductivitate termică și electrică).

Prețul de cost este foarte diferit de la un aliaj neferos la altul și este în general mult mai mare în raport cu cel al oțelului carbon.

Scanned with OKEN Scanner

CAPITOLUL 21

CUPRUL ŞI ALIAJELE LUI

Cuprul prezintă numeroase inconveniente : recoaceri repetate, turnare mediocră, slabă prelucrare prin aşchiere şi de aceea ca metal nu se utilizează decît la fabricarea conductorilor electrici.

Cuprul are o largă utilizare sub formă de aliaje din care principalele sînt alamele şi bronzurile.

21.1. ALAME

Alamele sînt aliaje ale Cu cu Zn. Alamele se împart în două grupe principale : alame curente (obişnuite) şi alame speciale (aliate).

21.1.1. Alame curente (obişnuite)

Studiul acestora se face cu ajutorul diagramei de echilibru Cu-Zn. Pentru aplicaţii industriale prezintă interes aliajele cu 40...45% Zn şi de aceea se va insista mai mult asupra acestei zone a diagramei.

21.1.1.1. **Solidificarea alamelor.** Diagrama de echilibru Cu-Zn este destul de complexă (fig. 21.1) şi pune în evidenţă existenţa soluţiilor solide şi a compuşilor intermetalici : α, β, γ, ε, δ, η şi 5 puncte peritectice la temperaturile 1 178, 1 106, 968, 867, 696 °K.

Aliajele Cu-Zn încălzite la temperatura T sînt în stare lichidă şi supuse răcirii cu o viteză mică, suferă transformări structurale.

Aliajul I cu 25% Zn, caracteristic pentru aliaje cu 0...37% Zn. La atingerea temperaturii 1 (linia AB), încep să se separe cristale de soluţie solidă α. Soluţia solidă α este o soluţie solidă de substituţie de Zn în Cu şi poate conţine pînă la 37% Zn. Atomii de Zn substituie atomi din reţeaua cubică cu feţe centrate a cuprului.

Pe măsura coborîrii temperaturii creşte concentraţia în Zn a topiturii rămase nesolidificată (de-a lungul liniei AB), iar a soluţiei solide de-a lungul liniei AH. La temperatura de 1 193 °K întregul aliaj este solidificat. Soluţia solidă α are concentraţia în Zn de 32,5% (punctul H) la temperatura de 1 178 °K. Sub această temperatură şi pînă la temperatura ambiantă are loc răcirea soluţiei solide α. Structura aliajului cu cca 28% Zn la temperatura ambiantă este formată din :

— cristale primare dendritice (o soluţie solidă neomogenă), cînd răcirea a fost mai rapidă şi n-a fost posibilă evitarea segregaţiilor cristaline (fig. 21.2).

Scanned with OKEN Scanner

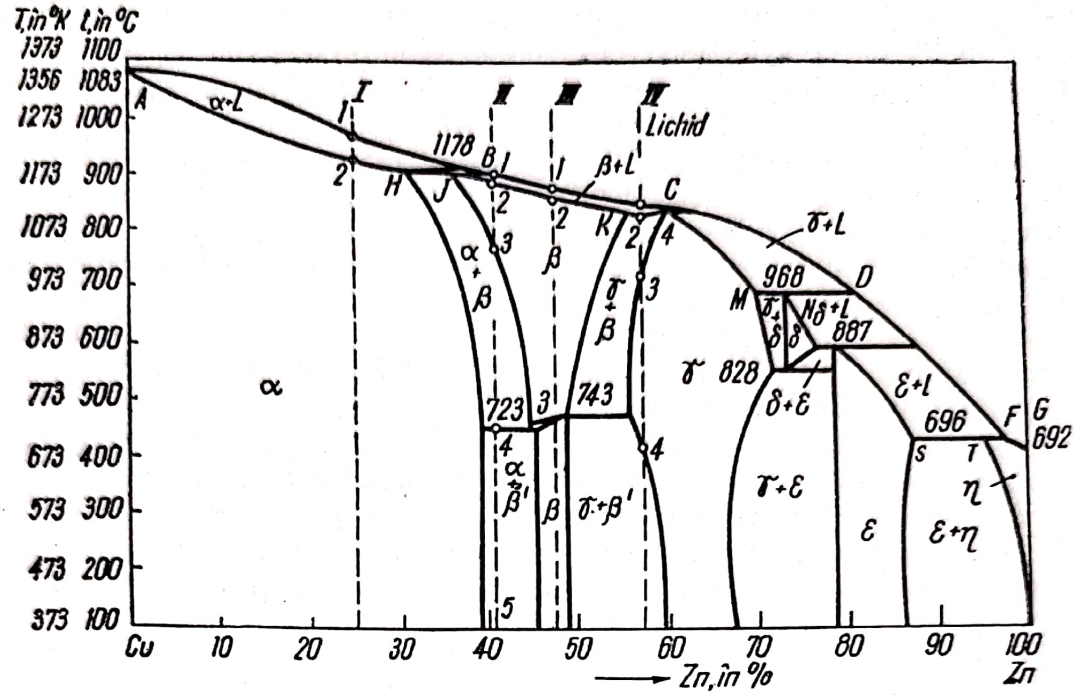


Fig. 21.1. Diagrama de echilibru Cu-Zn.

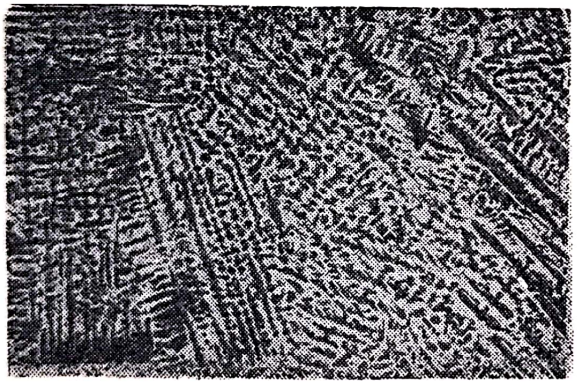


Fig. 21.2. Structura unei alame cu 25% Zn, răcită rapid (MO×100).

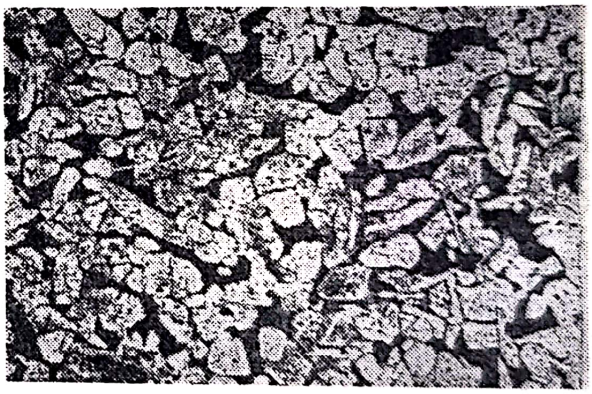


Fig. 21.3. Structura unei alame cu 40% Zn, răcită lent (MO×250).

— poliedre limitate regulat avînd numeroase macle bine conturate cînd răcirea a fost lentă.

Omogenizarea soluției α se poate realiza printr-o recoacere, temperatura înaltă de recoacere făcînd posibilă uniformizarea segregațiilor cristaline.

Aliajul II cu o concentrație de 40% Zn. Sub temperatura punctului 1 (linia *BC*) apar din soluția lichidă primele cristale ale fazei β. Faza β este de fapt un compus intermetalic de tipul CuZn care are concentrația electronică 3/2 și are o rețea cubică centrată, atomii de Cu și Zn nefiind așezați într-o anumită ordine. Domeniul bifazic β+ lichid n-are decît o extindere mică și ca atare practic nu apar segregații cristaline. Sub temperatura de 1 163 °K (punctul 2) aliajul este complet solidificat și e format din cristale β. Răcirea în continuare provoacă micșorarea solubilității Zn în Cu și la temperatura de 1 023 °K (punctul 3) se separă soluția solidă α, astfel că în continuare structura va fi formată din α+β. Sub temperatura de 723 °K atomii de Cu și Zn se așază în mod ordonat în rețeaua cristalină cubică centrată. Atomul de Zn se află în

Scanned with OKEN Scanner

centrul cubului, iar atomii de Cu ocupă colţurile. Această fază ordonată este notată prin β′. La temperatura ambiantă în structura aliajului vor fi prezente fazele α şi β′ (fig. 21.3). Metalografic cristalele de β′ de culoare mai deschisă apar incluse în matricea de culoare mai închisă formată din soluţie solidă α.

Aliajul III cu conţinut de 48% Zn. Pînă la temperatura punctului 2 (linia *JK*) solidificarea decurge ca şi la aliajul *II*. Sub temperatura de 1 123 °K, în structură va fi prezentă faza β care practic se păstrează pînă la temperatura ambiantă. Sub temperatura de 723...743 °K se produce ordonarea acestei faze şi apare faza β′.

Aliajul IV cu un conţinut de 59% Zn. Solidificarea acestui aliaj decurge la fel cu a aliajului *II* pînă la temperatura peritecticului 1 106 °K (linia *KLC*). La această temperatură are loc reacţia peritectică : $\beta + L_r \rightarrow \beta + \gamma$.

Faza γ are o constituţie complicată a reţelei cristaline şi corespunde aproximativ compusului electronic Cu_5Zn_8 avînd concentraţia electronică 21/13. Este o fază dură şi fragilă şi prezenţa ei în structură în proporţie mare face alama fragilă şi nedeformabilă plastic. La temperaturi de circa 973 °K, dat fiind scăderea conţinutului în Zn, faza β este dizolvată şi va apare în structură numai faza γ, care are stabilitate pînă la circa 673 °K cînd din nou mărindu-se concentraţia în Zn apare faza β′.

La temperatura ambiantă structura va fi formată dintr-un amestec de cristale γ (culoare deschisă) şi cristale β′ (culoare închisă). Mărind în continuare conţinutul în Zn a aliajului, apar faze noi :

— δ, care-i un compus intermetalic dur la care nu se ştie exact formula ;

— ε, un compus intermetalic de tipul $CuZn_3$, avînd concentraţia electronică 7/4, cu reţea hexagonală compactă ;

— η, o fază de acelaşi tip cu precedenta, numai că are în plus o cantitate mai mare de Zn.

21.1.1.2. **Evoluţia proprietăţilor mecanice în funcţie de conţinutul în zinc.** În practica industrială sînt utilizate alamele cu un conţinut pînă la 45% Zn, pentru că la conţinuturi mai mari, apare faza β în proporţie ridicată şi le face fragile.

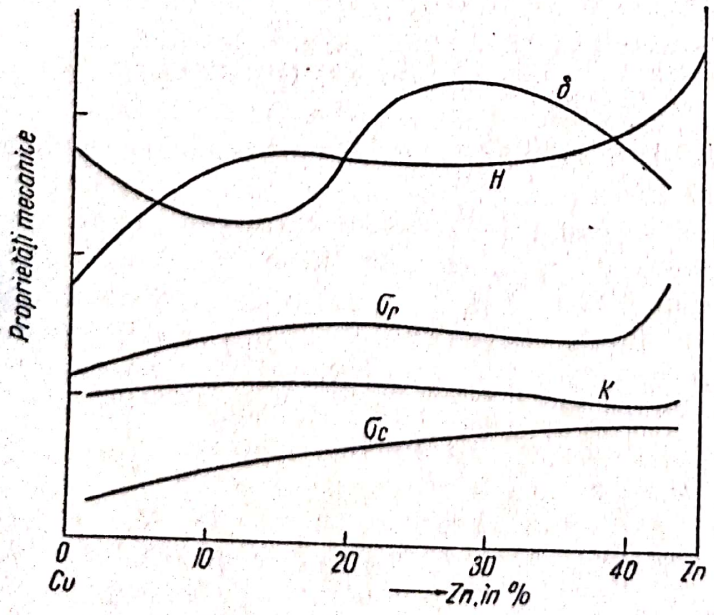


Fig. 21.4. Evoluţia proprietăţilor mecanice a alamelor, cu conţinutul în zinc.

Variaţia caracteristicilor mecanice e funcţie de proporţia acestor constituenţi în structură. Curbele ce precizează variaţia caracteristicilor mecanice sînt trasate în figura 21.4 în funcţie de conţinutul în Zn.

Se observă că aliajele ce au structura formată din α prezintă alungiri mari, o limită elastică mică, o bună rezistenţă la rupere, sînt tenace la rece şi pot fi laminate la rece ca şi cuprul pur.

Pentru conţinuturi de circa 30% Zn, alungirea trece printr-un maxim, aliajul se prelucrează mai bine decît cuprul

Scanned with OKEN Scanner

pur, se toarnă bine şi are un preţ de cost mai mic. Pentru aceste considerente alamele industriale conţin 30...37% Zn, ele se prelucrează bine prin deformări la rece, la cald, au prelucrabilitate prin aşchiere mai bună. Faza β este maleabilă la cald. Cînd temperatura scade are loc transformarea dezordine-ordine ($\beta \rightarrow \beta'$) şi ca urmare creşte duritatea şi fragilitatea.

Aliajele cu 37...45% Zn avînd structuri formate din $\alpha+\beta'$ au caracteristicile mecanice influenţate de proprietăţile celor doi constituenţi: alungirea scade, duritatea şi rezistenţa la rupere cresc. Aceste aliaje nu se lamineză decît la cald (923...1 073°K) şi aceasta datorită faptului că faza β este mai maleabilă decît β'.

Se precizează că, alamele au o culoare roşie pentru conţinuturi mici în Zn, galbenă din ce în ce mai deschisă pentru 14...36% Zn şi apoi din nou roşie, pe măsură ce creşte conţinutul în Zn. Aceasta datorită apariţiei constituentului β' care are culoarea roşie.

Alamele sînt foarte rezistente la coroziunea agenţilor atmosferici şi pot fi uşor sudate.

21.1.1.3. **Întrebuinţarca şi simbolizarea alamelor.** Alamele au o largă întrebuinţare la fabricarea produselor laminate, trefilate, forjate şi turnate.

Alamele pentru turnătorie (STAS 199-73) se simbolizează prin înscrierea simbolurilor chimice a elementelor componente şi prin cifre care indică conţinutul mediu în sutimi de procente a elementului pe care-l precede. Exemplu: CuZn40Pb (AmT 59) — alama ce conţine 40% Zn sau CuZn38Pb2Mn2 (AmXT 2) — alamă avînd 38% Zn; 2% Pb şi 2% Mn.

Alamele laminabile (STAS 95-75) se simbolizează prin simbolul chimic al metalului de bază, urmat de simbolul chimic şi conţinutul mediu procentual al elementului principal de aliere şi de simbolurile chimice ale elementelor componente precum şi de conţinuturile lor medii procentuale în ordine descrescătoare. Exemplu: CuZn10 (Am 90) — alamă avînd 10% Zn sau CuZn39Al14Mn3Fe — alamă specială ce conţine 39% Zn; 14% Al; 3% Mn şi urme de fier. Aceste alame se lamineză la cald şi au proprietăţi mecanice interesante: $\sigma_r=30$ daN/mm²; $\delta=25...30\%$. Se întrebuinţează pentru fabricarea barelor, sîrmelor etc.

21.1.1.4. **Tratamente termice aplicate alamelor.** Structura diferitelor alame cu un conţinut de Zn de la 28...46% depinde de tratamentul termic aplicat.

O alamă cu 42% Zn (Am 58) răcită foarte lent de la 1 073 °K are o structură formată din 60% cristale α şi 40% cristale β'.

Dacă acest aliaj este încălzit la 673 °K timp de o oră şi apoi călit în apă, distribuţia fazelor nu se va modifica (v. diagrama de echilibru, liniile de solubilitate fiind aproape verticale).

Dacă de la 773 °K se face răcirea în apă, se va micşora cantitatea cristalelor α (liniile de solubilitate peste această temperatură indică o creştere a conţinutului în Cu).

Ridicarea temperaturii în continuare pînă aproape de 1 073 °K şi călirea în apă are ca efect micşorarea continuă a cristalelor β, iar la temperaturi de 1 073 °K şi călire în apă va apare o structură formată numai din cristale β.

Supunînd revenirii o alamă la care în urma călirii s-a obţinut numai faza β se va observa că pe măsura ridicării temperaturii se va produce separarea de cristale α, tinzînd să se realizeze echilibrul distribuţiei fazelor α şi β'.

Scanned with OKEN Scanner

O revenire la 523 °K provoacă separarea parţială a fazei α în formă aciculară (atît în interiorul cît şi la marginea grăunţilor fazei β′). Revenirea la 673 °K provoacă precipitarea completă a fazei (cristalele fazei α au o orientare diferită de cele ale fazei β′).

Ridicarea în continuare a temperaturii de revenire favorizează producerea a două procese simultane : solubilitatea crescîndă a Cu şi ca urmare se micşorează cantitatea fazei α ; coalescenţă din ce în ce mai puternică a cristalelor mici aciculare de α şi se tinde la formarea de cristale mai rotunjite. La temperaturi de 873 °K acele de fază α au dispărut complet.

Continuarea încălzirii duce la formarea cristalelor β poligonale suprasaturate (1 023...1 073 °K), dacă răcirea este rapidă, iar dacă este lentă se va obţine din nou amestecul de 60% α şi 40% β′.

Separarea precipitatelor de α din cristalele de β′ provoacă durificarea materialului.

Deoarece se întîmpină dificultăţi la prelucrarea materialului călit şi revenit, în practică nu se aplică acest procedeu şi tratamentele termice la alame n-au prea mare importanţă.

În mod obişnuit se aplică o recoacere de recristalizare după deformarea plastică şi uneori recoacerea de omogenizare pentru eliminarea segregaţiei dendritice.

21.1.2. Alame speciale

Alamele speciale sînt aliaje de Cu-Zn în care s-au încorporat intenţionat unul sau mai multe elemente cu scopul de a modifica caracteristicile mecanice. Unele din elementele adăugate nu se dizolvă în metalele de bază (Cu, Zn) cum este cazul Pb. Plumbul pînă la 3% provoacă fărămiţarea aşchiilor la strunjire, găurire, reduce frecarea între sculă şi piesă mărind prelucrabilitatea. În cazul unor procese tehnologice defectuoase (retopiri necorespunzătoare) Pb formează o reţea în jurul grăunţilor şi ulterior la prelucrarea la cald favorizează apariţia fisurilor intercristaline.

Alte elemente pot forma una sau mai multe combinaţii intermetalice cu Zn sau Cu. Staniul şi fosforul se combină cu unul din metalele aliajului şi provoacă mărirea durităţii şi fragilităţii. Staniul face să crească rezistenţa la coroziune a aliajului formînd o peliculă protectoare constituită dintr-o sare bazică de Sn.

Alte elemente de adaos se pot dizolva în componentele aliajului şi ameliorează proprietăţile mecanice. Dacă soluţia este saturată, se va forma un constituent special şi se pierde eficienţa adaosului elementului de aliere.

21.1.2.1. **Alame aliate cu staniu.** Sn face să crească rezistenţa la rupere dar diminuează alungirea. Se utilizează alame cu adaosuri pînă la 4% Sn. Curent se întrebuinţează pentru fabricarea pieselor navale în contact cu apa de mare şi fluvială, un aliaj cu 60...62% Cu, 37...36% Zn şi 1...1,5% Sn.

21.1.2.2. **Alame aliate cu mangan.** Manganul ridică rezistenţa la rupere şi limita elastică a alamelor. Aceste alame conţin pînă la 4% Mn şi se întrebuinţează la fabricarea elicelor navelor şi pentru piese ce lucrează la presiuni mari. Cele mai folosite alame cu Mn au următoarea compoziţie chimică : 59...60% Cu, 40...39% Zn, 1% Mn sau 55...56% Cu, 42...40% Zn, 3...4% Mn. Ele se întrebuinţează în stare turnată sau forjată. Alamele în stare forjată prezintă caracteristici mecanice superioare (tab. 21.1).

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 21.1

Alame aliate cu mangan. Caracteristici mecanice

Stare	Caracteristici mecanice		
	σ_r, daN/mm²	σ_c, daN/mm²	δ, %
Turnat	35...40	15...20	15...25
Forjat	40...45	20...30	15...25

21.1.2.3. **Alame aliate cu aluminiu.** Conţinuturi pînă la 3,5% Al provoacă mărirea durităţii, a limitei de curgere, a rezistenţei la rupere şi nu micşorează tenacitatea materialului.

Aluminiul micşorează cantitatea fazei α şi favorizează apariţia fazei γ şi la un aliaj cu 58% Cu, 38,5% Zn şi 3,5% Al. Mărirea conţinutului de Al face să crească proprietăţile mecanice, dar creşte şi fragilitatea alamei. Aluminiul îmbunătăţeşte rezistenţa la coroziune şi oxidare. Cele mai folosite alame aliate cu Al au compoziţia 58...61% Cu, 40,5...37,5% Zn, 0,3...1,5% Al sau 64...66% Cu, 33...30% Zn, 1...4% Al. Alamele aliate cu Al au aceleaşi întrebuinţări ca şi cele aliate cu Mn.

21.1.2.4. **Alame aliate cu fier.** Adăugarea Fe provoacă finisarea granulaţiei şi măreşte tenacitatea alamei. Fierul participă de regulă în proporţie de pînă la 2% uneori şi pînă la 3,5%. Peste 0,4% Fe în alamă favorizează apariţia unui nou constituent $FeZn_7$ care finisează structura şi contribuie la sfărîmarea aşchiilor la prelucrarea prin aşchiere.

Principalele alame aliate cu Fe au compoziţia: 60% Cu, 38% Zn, 2% Fe sau 55% Cu, 43% Zn, 2% Fe. Dacă aceste alame se supun călirii de la 1 073 °K în apă şi apoi revenirii la 723...773 °K se obţine o creştere a durităţii lor cu 30...40%. Alamele aliate cu Fe se prelucrează uşor la 773...873 °K şi sînt întrebuinţate la construcţiile navale ca şi cele aliate cu Mn.

21.1.2.5. **Alame aliate cu nichel.** Nichelul trece în soluţie solidă şi înlocuieşte Cu pînă la 3%. Creşte duritatea soluţiei solide α (neînsemnat) şi a fazei β (puternic). Nichelul ameliorează rezistenţa la rupere, alungirea şi rezistenţa la coroziune şi la temperaturi ridicate. Obişnuit, se întrebuinţează următoarele calităţi de alame (tab. 21.2).

În general, se întrebuinţează alame aliate complex cu elementele arătate mai înainte.

Tabelul 21.2

Alame aliate cu nichel. Compoziţie şi caracteristici mecanice

Compoziţia chimică, %			Stare	Caracteristici mecanice			
Cu	Zn	Ni		σ_r, daN/mm²	σ_c, daN/mm²	δ, %	*HB*, daN/mm²
50,3	43	6,7	turnat	44,2	16,6	31	109
			laminat şi recopt	50,6	17,6	46,5	118
46,3	43,4	10,3	turnat	48,3	18,9	31	128
			laminat şi recopt	56,6	25,8	45	137
			ecruisat	71,6	—	14	207
40,4	45,2	14,4	turnat	64,5	40	7	190
			laminat şi recopt	60,8	31,3	18,5	170

Scanned with OKEN Scanner

Bronzurile sînt aliaje ale Cu cu Sn, ele se împart în două grupe : bronzuri curente (obişnuite) şi bronzuri speciale (aliate).

21.2.1. Bronzuri curente (obişnuite)

Studierea acestor bronzuri se face cu ajutorul diagramei de echilibru Cu-Sn (fig. 21.5) care este una din cele mai complicate diagrame ale aliajelor binare.

21.2.1.1. Solidificarea bronzurilor. În practica industrială prezintă importanţă aliajele cu un conţinut pînă la 40% Sn şi ca urmare se va folosi o diagramă Cu-Sn simplificată pentru punerea în evidenţă a transformărilor. (fig. 21.6).

Se consideră aliaje cu diferite conţinuturi în Sn, care de la temperatura T se supun răcirii cu viteză mică.

Aliajul I cu un conţinut de 10% Sn. La temperatura punctului 1 (linia AD) se separă din soluţia lichidă primele cristale ale unei soluţii solide α. Aceasta este o soluţie solidă de substituţie a Sn în Cu ce are o reţea cristalină cubică cu feţe centrate. Continuîndu-se răcirea sub temperatura punctului 2 (linia AB), circa 1 098 °K se solidfică întreaga cantitate de aliaj topit şi structura este formată numai din soluţie solidă α (fig. 21.7).

Soluţia solidă α conţine 13,2% Sn la 1 071 °K, 16% Sn la 793 °K şi 13...14% Sn la temperatura ambiantă.

Aliajul II cu un conţinut de 26,8% Sn. Cînd aliajul ajunge la temperatura punctului 1 (linia DG) se separă primele cristale ale fazei β. Faza β este un compus intermetalic de tipul Cu_5Sn avînd concentraţia electronică 3/2 şi are reţea cubică centrată.

La temperatura de 1 023 °K (linia EFG) are loc reacţia peritectică :

$$\beta + L_r \rightarrow \beta + \gamma$$

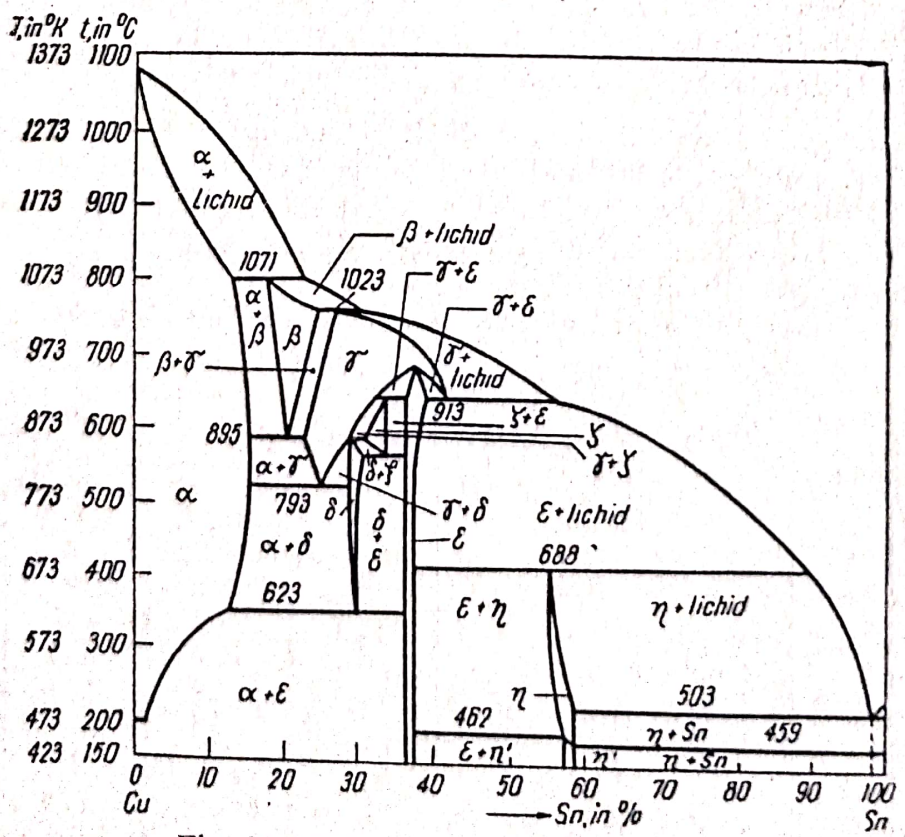


Fig. 21.5. Diagrama de echilibru Cu-Sn.

Scanned with OKEN Scanner

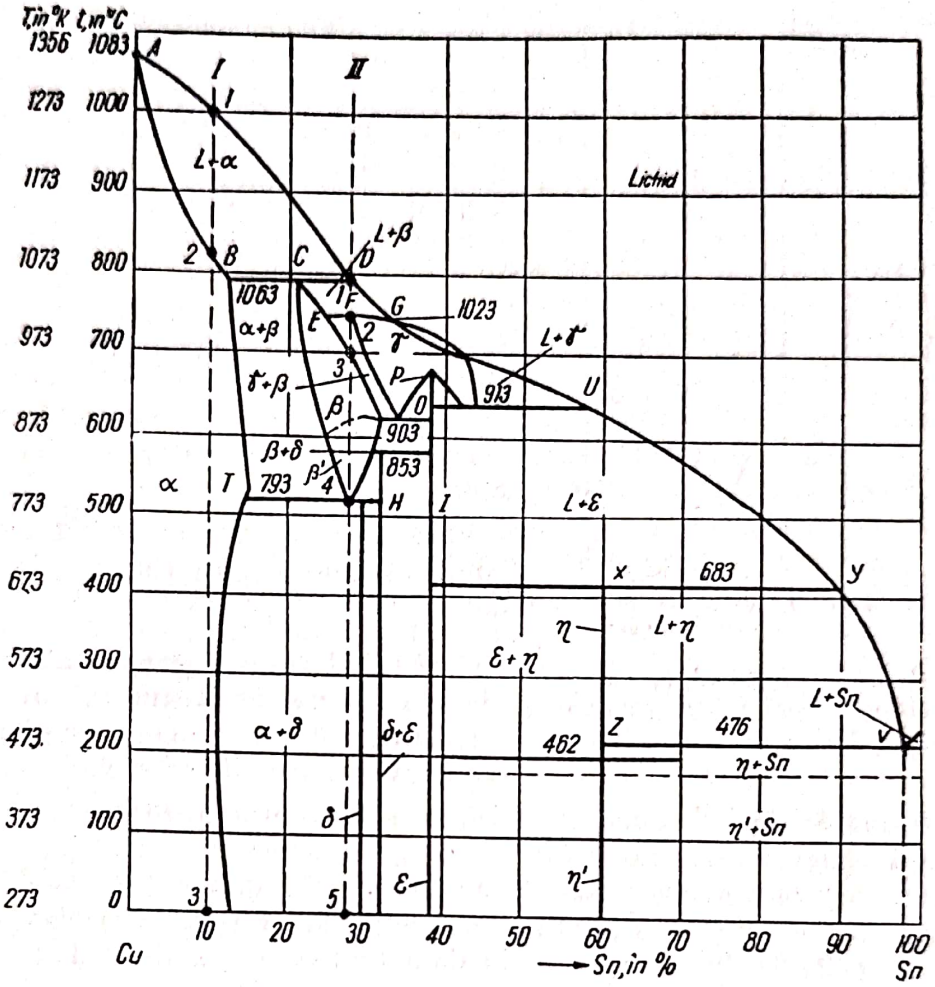


Fig. 21.6. Diagrama de echilibru simplificată Cu-Sn.

Faza γ este un compus intermetalic Cu-Sn la care nu se cunoaşte exact participarea celor două elemente. Între temperaturile punctelor 2 şi 3 (liniile *EFG* şi *EO*) are loc răcirea amestecului β+γ.

Sub temperatura punctului 3 (linia *EO*) crescînd solubilitatea Sn în Cu se dizolvă întreaga cantitate de fază γ şi rămîne numai faza β.

La temperaturi mai mari de 853...903 °K (linia punctată), faza β prezintă o distribuţie dezordonată a atomilor. Sub această temperatură se produce ordonarea atomilor şi soluţia solidă ordonată se notează cu β'. Cînd s-a atins temperatura de 793 °K are loc reacţia eutectoidă :

$$\beta' \rightarrow \alpha + \delta$$

Faza δ este un compus intermetalic $Cu_{31}Sn_8$ avînd concentraţia electronică 21/13, care conţine în celula elementară 416 atomi. Faza δ este dură şi fragilă şi are conţinutul de 32% Sn. S-a constatat că la bronzurile cu peste 5% Sn apare deja şi

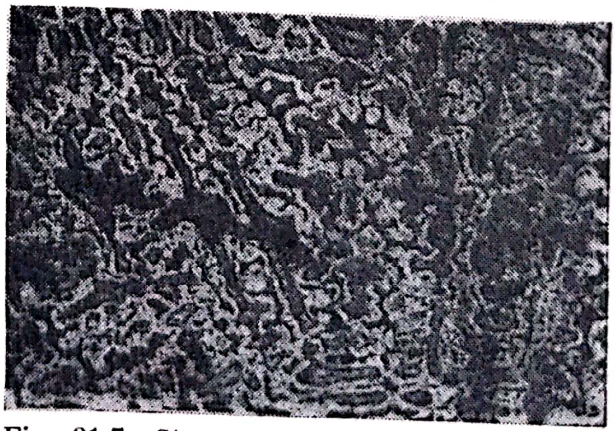


Fig. 21.7. Structura unui bronz cu 10% Sn stare turnată (MO × 120).

Scanned with OKEN Scanner

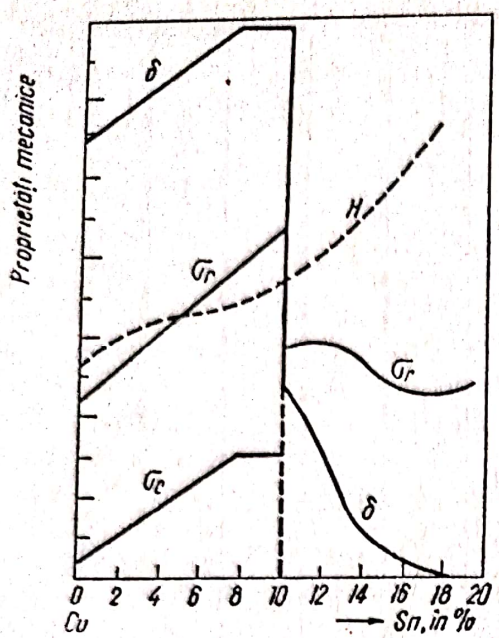


Fig. 21.8. Evoluția proprietăților mecanice ale bronzurilor, cu conținutul în Sn.

faza δ. Această abatere de la structura de echilibru se poate explica prin cristalizarea în afară de echilibru (interval mare de solidificare, diferență mare între compoziția fazei lichide și solide și deci omogenizare imposibilă) sau mai degrabă prin existența unei solubilități variabile în stare solidă (v. fig. 21.5).

Pentru conținuturi mai mari în Sn apare faza ε care este un compus intermetalic de tipul Cu_3Sn, cu concentrația electronică 7/4, cu o rețea cristalină hexagonală compactă și cu așezarea probabil neordonată a atomilor.

Faza η, compus intermetalic CuSn, care apare la conținuturi ridicate în Sn (cca 60%).

21.2.1.2. **Evoluția proprietăților mecanice în funcție de conținutul în Sn.** Proprietățile mecanice ale diferiților constituenți sînt: faza δ este dură și fragilă; faza ε este foarte dură și foarte fragilă, iar soluția solidă α este foarte maleabilă la cald și rece.

Este clar, că proprietățile mecanice ale bronzurilor industriale vor depinde de proprietățile fazelor α și δ, vor varia în funcție de proporția relativă a acestor două faze (fig. 21.8). Se observă că în domeniul concentrațiilor de 0...8% Sn (domeniul soluției solide α) proprietățile mecanice cresc proporțional cu conținutul în Sn. Între 8...10% Sn limita elastică (σ_e) și alungirea δ sînt practic constante. Între 10...20% Sn aliajele au în structură pe lîngă soluția α și faza δ și se constată o diminuare a rezistenței la rupere și o alungire nulă pentru conținuturi de 18% Sn. Diminuarea rezistenței la rupere pe măsura creșterii conținutului în Sn se datorește creșterii fragilității aliajului. În aceste cazuri încercările de tracțiune nu sînt semnificative, proba cea mai bună este dată de încercările de duritate, care arată o creștere continuă pe măsura ridicării conținutului în Sn.

Bronzurile cu conținuturi mai mici de 10% Sn se pot lamina la rece și pot fi recoapte. Bronzurile au o bună rezistență la coroziunea agenților atmosferici și în apă, o ridicată rezistență la uzură și o durificare importantă prin deformare la rece. Ele se sudează ușor.

21.2.1.3. **Simbolizarea și întrebuințarea bronzurilor.** Bronzurile au o întrebuințare foarte largă și se vor da doar cîteva exemple:

— la fabricarea pieselor de frecare (cuzineți), se utilizează bronzurile ce au în structură constituienții α și δ (14...18% Sn);

— la fabricarea angrenajelor se utilizează bronzuri ce au o structură formată din soluția solidă α și urme de δ (10% Sn);

— la fabricarea clopotelor, bronzuri cu α+δ (23...20% Sn);

— la fabricarea monedelor și medaliilor se întrebuințează bronzuri cu 4...10% Sn (structura formată din α);

Scanned with OKEN Scanner

– la bijuterii se utilizează bronzurile cu 2...10% Sn, avînd o structură formată din soluţia solidă α.

Bronzurile cu Sn turnate în blocuri şi piese, STAS 197-76, se simbolizează prin literele simbol al elementelor şi un grup de cifre care indică conţinutul în elementul ce le precede. Exemplu : CuSn14, bronz turnat avînd 14% Sn sau CuSn12Ni, bronz cu 12% Sn şi este aliat şi cu Ni.

21.2.1.4. **Tratamente termice aplicate bronzurilor.** Obişnuit bronzurile turnate sînt supuse unor recoaceri de omogenizare 1 023...1 053 °K (6 ore) răcire înceată, iar cele ecruisate se supun unei recoaceri de recristalizare 823...873 °K /1 oră/, cu răcire în aer.

Bronzurile bifazice pot fi supuse călirii şi revenirii. Bronzul hipereutectoid (72% Cu+28% Sn) are după solidificare structura formată din constituentul β, care sub 893 °K se ordonează şi devine β'. Coborîrea în continuare a temperaturii (sub 793 °K) favorizează separarea fazei δ (proeutectoidă) şi reacţia eutectoidă : $\beta' \rightarrow \alpha+\delta$. În cazul răcirii lente la temperatura ambiantă structura va fi formată din cristale δ înglobate în eutectoidul (α+δ). Dacă se aplică o răcire cu viteză mare se obţin la temperatura ambiantă fazele β sau β'. Dacă se va încălzi acest bronz (72% Cu+28% Sn) la temperatura de 973 °K şi se va răci brusc, se obţin la temperatura ambiantă cristale β' de formă poliedrică. Revenind un asemenea bronz la temperatura de 823 °K, urmat de o răcire lentă se va aduce faza β în stare de echilibru [δ+ (α+δ)].

Cristalele de soluţie solidă α şi fază β sînt relativ moi şi deformabile plastic în timp ce cristalele δ şi eutectoidul (α+δ) sînt foarte dure şi fragile.

Ca şi alamele bifazice şi bronzurile α+β călite îşi măresc duritatea după revenire ca urmare a precipitaţiilor de faze secundare.

21.2.2. Bronzuri speciale

Aliajele Cu-Sn cu importante adaosuri de Zn, Pb, P, Al, Be, Ni etc., se numesc bronzuri speciale. Adesea aceste bronzuri poartă denumirea după elementul de aliere : bronz cu Zn, bronz cu Pb, bronz fosforos etc.

21.2.2.1. **Bronzuri cu zinc.** Zincul coboară mult punctul de fuziune şi măreşte astfel posibilităţile de turnare. El diminuează rezistenţa la rupere şi limita elastică, în schimb măreşte alungirea. Adăugarea Zn face ca să scadă preţul de cost al aliajului. În general conţinutul în Zn variază de la urme pînă la 12%.

Simbolizarea bronzurilor cu zinc (STAS 197-76) se face prin litere care arată elementele participante şi cifre care indică conţinutul acestora. Exemplu : aliajul CuSn9Zn5 – este un bronz cu 9% Sn şi 5% Zn, care se utilizează în stare turnată.

21.2.2.2. **Bronzuri cu plumb.** Plumbul joacă un rol important atît din punct de vedere al prelucrării prin aşchiere cît şi din punct de vedere al frecării. Plumbul îşi păstrează personalitatea în aliaj şi se comportă faţă de bronzuri de aceeaşi manieră ca şi faţă de alame uşurînd considerabil aşchierea. De asemenea, el micşorează frecarea şi ca atare aceste aliaje sînt tipice pentru lagăre de alunecare. Plumbul micşorează sensibil rezistenţa la rupere, limita elastică şi alungirea chiar de la conţinuturi de 2%.

Scanned with OKEN Scanner

În practică pentru a mări caracteristicile mecanice ale bronzurilor cu Pb se adaugă şi alte elemente ca nichelul 1 ... 12% etc. Structura bronzurilor cu Pb constă din matricea formată din α (culoare deschisă) în care sînt înglobate picături de Pb (culoare închisă) repartizate neregulat. În cazul unor conţinuturi mari în Pb (peste 30%) în structură apar segregări apreciabile, Pb înconjoară dendritele de Cu care sînt destul de dezvoltate.

Se recomandă ca repartizarea Pb în matrice să fie cît mai uniformă. Segregarea şi dispersia grosolană a Pb se combat printr-o răcire rapidă şi prin adăugarea de 1...2% Ni.

Curent în industrie se întrebuinţează aliajul cu conţinuturi de 4...30% Pb şi în cazuri speciale chiar şi 60% Pb. De exemplu, bronzul CuSn4Zn4Pb17, conţine 68...81% Cu ; 3,3...5,5% Sn ; 4,3...5,5% Zn şi 13,5...20,5% Pb.

Aliajele Cu-Pb fără Sn sînt folosite la fabricarea cuzineţilor pentru unele motoare cu ardere internă. Dat fiind rezistenţa la rupere foarte mică (6 daN/mm^2) bronzul se toarnă pe o carcasă de oţel de care aderă.

21.2.2.3. **Bronzuri fosforoase.** Fosforul este totodată un dezoxidant puternic şi un element care măreşte duritatea aliajului dînd naştere la unele combinaţii chimice.

Bronzurile conţin întotdeauna oxizi Cu_2O şi SnO_2 care le înrăutăţesc proprietăţile mecanice, producînd fragilitatea. Fosforul în formă de fosfură de cupru sau de fosfură de Sn se combină cu oxigenul şi dă fosfaţi care se separă. În multe cazuri însă este bine de a nu da în exces P pentru că există riscul de a face bronzul fragil. În bronzurile utilizate pentru lagăre acesta nu este un inconvenient, se adaugă din contră un exces de P care formează un eutectoid complex cu componenţii normali ai aliajului şi creşte astfel duritatea.

21.2.2.4. **Bronzuri cu beriliu.** Beriliul are o solubilitate în Cu care variază mult cu temperatura. Astfel, la temperatura ambiantă solubilitatea este numai de 0,2% Be, iar la temperatura de 1 137 °K creşte la 2,1% Be. Aliajele cu peste 2% Be sînt bifazice şi pot fi tratate termic. Încălzind la 1 073 °K un aliaj cu 2% Be şi răcindu-l rapid (apă) se menţine soluţia solidă α suprasaturată. Duritatea aliajului fiind mică, $HB \simeq 100$, iar celelalte caracteristici mecanice avînd valori medii $\sigma_r = 50...60$ daN/mm^2.

Dacă aliajul călit este încălzit la 573...673 °K se separă compusul intermetalic Cu-Be (faza γ) şi se produce durificarea.

Duritatea creşte la 350...400 *HB*, iar rezistenţa la rupere la 130 daN/mm^2. Dacă acestui bronz i se adaugă Ni atunci creşte şi mai mult valoarea caracteristicilor mecanice ($\sigma_r = 180$ daN/mm^2, $HB = 500$). Dat fiind caracteristicile mecanice ridicate, rezistenţa mare la coroziune, sudabilitate bună şi uşoară prelucrabilitate prin aşchiere, bronzurile cu Be se întrebuinţează la fabricarea arcurilor, diafragmelor, contactelor arcuite, sculelor ce nu produc scîntei.

21.2.2.5. **Alte bronzuri aliate.** Există multe alte bronzuri aliate dar ele sînt din punct de vedere industrial mult mai puţin importante.

Bronzurile cu Si (pînă la 4%) au o rezistenţă bună la coroziune şi pot înlocui pe cele aliate cu Sn.

Bronzurile cu Mn (pînă la 15% Mn) prezintă caracteristici mecanice ridicate la temperaturi de 673 °K şi ca urmare se întrebuinţează la fabricarea conductelor de aburi, a ventilelor etc.

Scanned with OKEN Scanner

21.3. ALTE ALIAJE DE CUPRU

21.3.1. Aliaje cupru-nichel

Cuprul şi nichelul sînt miscibile în orice proporţie formînd o singură soluţie solidă de substituţie. Acest comportament se explică şi prin aceea că cele două metale au practic acelaşi diametru atomic şi aceeaşi reţea cristalină *CFC* (a=3,6 Å pentru Cu şi a=3,52 Å pentru nichel).

Diversele proprietăţi ale acestor aliaje sînt caracteristice aliajelor a două metale complet solubile în stare solidă şi sînt reprezentate prin curbe cu maxim şi minim (fig. 21.9).

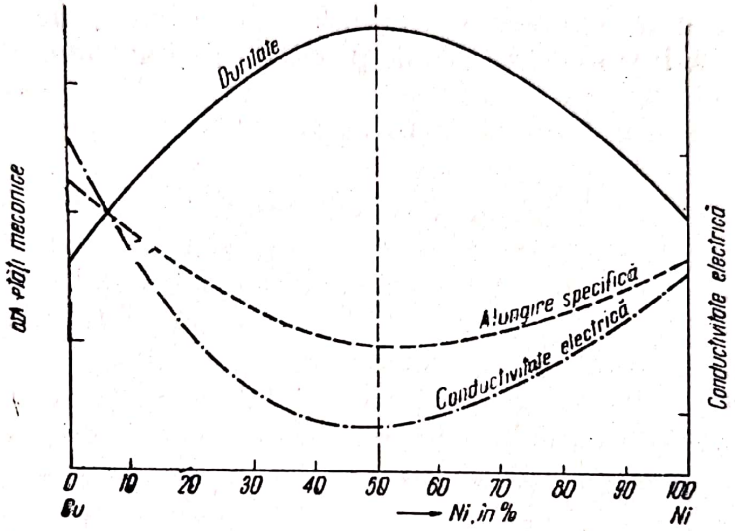


Fig. 21.9. Proprietăţile mecanice ale aliajelor Cu-Ni.

Aceste aliaje au aspect roz pentru conţinuturi în Ni cuprinse între zero şi 15% şi tind spre alb pe măsură ce creşte conţinutul în Ni. Adaosul de Ni în Cu face să crească lent rezistenţa la rupere, limita elastică, iar alungirea scade (pînă la adaosuri de 50% Ni). Conductivitatea electrică trece printr-un minim şi duritatea printr-un maxim pentru aliajul cu 50% Ni.

Aliajele Cu-Ni sînt foarte maleabile şi au o remarcabilă rezistenţă la coroziune, ceea ce explică utilizarea lor pentru fabricarea monedelor (25% Ni) şi mai ales la confecţionarea tuburilor de condensatoare (30% Ni). Aliajele Cu-Ni se întrebuinţează la fabricarea rezistenţelor electrice (constantanul 60...64% Cu; 40...55% Ni). Aliajele Cu-Ni sînt sensibile la ecruisare, limita lor elastică putînd fi dublată, iar alungirea scade.

Deoarece nichelul este un metal scump se va încorpora în aliaj şi Zn. Zincul va diminua rezistenţa la rupere şi limita elastică a aliajului fără a micşora prea mult plasticitatea. De exemplu, aliajul *mailecort* a cărui compoziţie este de 60% Cu, 10...20% Ni şi 30...20% Zn.

21.3.2. Aliaje cupru-aluminiu

Aliajele Cu-Al care conţin pînă la 9% Al sînt formate dintr-o singură soluţie solidă α. Aceasta este maleabilă şi tenace şi rezistenţa ei la rupere este aproximativ dublă faţă de cea a Cu.

Scanned with OKEN Scanner

Peste 9% Al există și o a doua fază β dură și fragilă la temperatura ambiantă. În structura aliajelor cu peste 10% Al va apare eutectoidul $\alpha+\gamma'$ format prin descompunerea fazei β.

Aliajele Cu-Al cu peste 10% Al se pot căli și reveni. Încălzind un asemenea aliaj la 1 173 °K și răcindu-l în apă se păstrează soluția α pînă la temperatura ambiantă. Făcînd revenirea la temperatura de 873...923 °K se obține un amestec fin de faze $\alpha+\gamma'$. Prin varierea vitezei de răcire și prin revenire se pot modifica mult proprietățile mecanice ale aliajelor Cu-Al.

Aliajele Cu-Al au bune proprietăți la temperaturi ridicate și o bună rezistență la coroziune în acid clorhidric diluat, acid sulfuric concentrat, hidroxid de potasiu în unii acizi etc.

Datorită bunelor caracteristici mecanice și fizice aceste aliaje se întrebuințează la construcția aparatelor chimice, în electrotehnică, cuzineți de lagăre, scaune de supape, glisiere, conductori, țevi, tije de pistoane, roți dințate, elice de nave etc.

Scanned with OKEN Scanner

ALUMINIUL ŞI ALIAJELE LUI

Aluminiul are numeroase întrebuinţări datorită bunei sale conductivităţi electrice, a proprietăţilor calorifuge, a rezistenţei la coroziune şi oxidare. El este utilizat în mod deosebit la fabricarea unor aliaje foarte mult apreciate în industria constructoare.

Se ştie că ecruisarea ridică rezistenţa la rupere, limita elastică, duritatea, dar scade plasticitatea Al. Efectele ecruisajului sînt însă relativ limitate pentru că practic nu-i posibilă decît dublarea rezistenţei la rupere, după care apare o fragilitate inacceptabilă.

Cu scopul de a ridica mai mult caracteristicile mecanice ale Al s-au întreprins cercetări şi s-au creat diferite aliaje. S-a observat că elementele de adiţie care se dizolvă în Al ridică tenacitatea grăunţilor. Dacă conţinutul elementelor de adiţie este mic, atunci soluţia solidă este stabilă şi proprietăţile ei mecanice sînt practic egale cu ale aluminiului.

Pentru conţinuturi mai ridicate, soluţia solidă este în general în echilibru metastabil la temperatura ambiantă şi este posibil să fie durificată. În stadiul precipitaţiilor coerente proprietăţile mecanice cresc, în schimb scade plasticitatea. Într-un stadiu ulterior, precipitaţiile pot să se reorganizeze şi să dea naştere unei noi faze (precipitaţiile incoerente, provoacă o scădere mică a caracteristicilor de rezistenţă şi o uşoară mărire a alungirii).

Pentru a obţine o soluţie solidă omogenă la temperatura ambiantă este necesară o încălzire de omogenizare la o temperatură apropiată de linia de transformare a diagramei de echilibru şi apoi să se facă o călire. La temperatura ambiantă pot fi obţinute trei stări structurale :

– starea durificată, realizată fie prin îmbătrînire naturală fie prin îmbătrînire artificială (între 353...443 °K) ;

– starea de coalescenţă, obţinută prin revenire la temperaturi mai mari de 473 °K. Aceasta este starea cea mai favorabilă deformărilor importante ;

– starea omogen călită, favorabilă prelucrării la rece.

Se remarcă faptul că nu-i nici o dificultate de a ecruisa o soluţie solidă stabilă într-un interval de temperaturi, trebuie însă atenţie la soluţiile solide mai bogate, căci o durificare structurală adăugată la efectele ecruisării prealabile poate să provoace după călire o puternică stare tensionată.

În afară de mărirea proprietăţilor mecanice, la crearea aliajelor pe bază de Al s-a avut în vedere şi conductivitatea electrică, aptitudinea de deformare plastică la rece, sudabilitatea, rezistenţa la apa de mare, rezistenţa la cald şi aptitudinea de forjare.

Scanned with OKEN Scanner

22.1.1. Diagrama de echilibru şi tratamente termice

Aliajele de Al-Cu folosite în industrie conţin mai puţin de 15% Cu. Diagrama de echilibru Al-Cu (fig. 22.1) scoate în evidenţă existenţa unei soluţii solide α şi a unui eutectic $\alpha+\theta$. Acest eutectic este format din amestecul mecanic al soluţiei solide α şi al fazei θ, care poate fi considerată în primă aproximaţie ca fiind un compus intermetalic $CuAl_2$.

Solubilitatea Cu în Al este 5,65% la temperatura eutecticului (821 °K) şi de 0,5% la 293 °K. Această micşorare a solubilităţii favorizează durificarea structurală a aliajului. Faza θ prezintă o mare duritate. Astfel, duritatea Al pur poate să crească de la 16 la 46 *HB* în cazul adaosului de 4,5% Cu.

Microstructura unui aliaj de Al-Cu este prezentată în figura 22.2. Aliajele cu un conţinut mai mic de 5,65% Cu pot fi omogenizate prin încălzire la o temperatură apropiată de cea a eutecticului. De fapt o încălzire la această temperatură un timp mai îndelungat provoacă descompunerea fazei θ şi dizolvarea ei în soluţie solidă.

Pentru a obţine la temperatura ambiantă soluţia solidă α omogenă se va face o răcire bruscă. După dizolvarea fazei θ duritatea aliajului are o valoare echivalentă cu a Al pur deoarece atomii de Cu dizolvaţi în soluţia solidă α consolidează reţeaua Al şi-i conferă o duritate suplimentară.

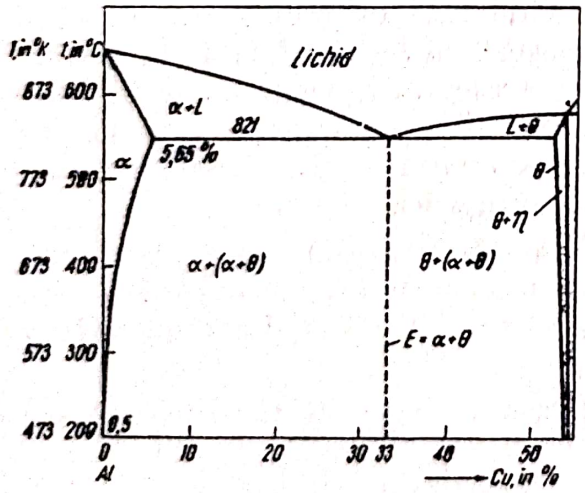


Fig. 22.1. Diagrama de echilibru Al-Cu.

Fig. 22.2. Microstructura unui aliaj Al-Cu cu 4% Cu (MO × 500).

Menţinerea timp îndelungat la temperatura ambiantă sau încălzirea la temperaturi de 373...393 °K provoacă o regrupare a atomilor de Cu, se creează o nouă fază care este coerentă cu soluţia solidă şi ca urmare aliajul se durifică. Spre a ilustra influenţa acestor tratamente asupra proprietăţilor mecanice ale aliajelor Al-Cu se prezintă cîteva rezultate obţinute pe aliajul cu 4,5% Cu (tab. 22.1).

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 22.1

Aliaje Al-Cu cu 4,5% Cu tratate termic. Proprietăţi mecanice

Starea aliajului	Caracteristici mecanice		
	σ_r, daN/mm²	δ, %	*HB*, daN/mm²
Turnat şi durificat prin îmbătrînire naturală timp de 2 zile.	14	7,5	46
Încălzit la 40 h la 813 °K, călit în apă şi încercat imediat.	24	20,7	62
Încălzit 40 h la 813 °K, călit în apă, apoi durificat prin îmbătrînire naturală timp de 2 zile.	30	19	83

22.1.2. Întrebuinţări ale aliajelor aluminiu-cupru

Principalele aliaje folosite pretind un tratament termic corespunzător durificării structurale.

Aliajele cu 4% Cu şi 1% Mn după laminare, călite şi revenite la 383 °K au caracteristicile mecanice: $\sigma_r = 40...42$ daN/mm²; $\sigma_c = 20...25$ daN/mm²; $\delta = 20...22\%$; $K = 1$ daJ/cm².

Se întrebuinţează la fabricarea pieselor turnate, la fabricarea pistoanelor (7...8% Cu) şi a cuzineţilor (12...13% Cu). Se precizează că proprietăţile mecanice ale acestor aliaje în special rezilienţa, se pot ameliora considerabil prin alierea cu Mn, Mg, aliaje ce vor fi studiate în cele ce urmează.

22.2. ALIAJE ALUMINIU-SILICIU

Diagrama de echilibru Al-Si este similară cu cea Al-Cu şi ea arată că aliajele pot fi durificate structural (fig. 22.3). Partea dreaptă a diagramei (la Si) nu-i pe deplin clarificată, se pare că este o solubilitate a Al în Si şi ar da o soluţie solidă β (zona trasată cu linie punctată). Se va considera în tratarea de faţă ca inexistentă solubilitatea, deci şi inexistentă soluţia solidă β.

Diagrama de echilibru are o transformare eutectică la 850 °K şi Si are o solubilitate de 1,65% în Cu la această temperatură, iar la temperatura ambiantă este nulă. Micşorarea solubilităţii Si favorizează durificarea structurală a aliajului Al-Si. În acest caz durificarea structurală se realizează datorită eutecticului (α+Si). Siliciul are legătură homopolară de acelaşi tip cu a carbonului şi cristalizează tot în sistemul cubic diamant şi pentru aceste considerente are o duritate mare. Aliajele cu peste 11,7% Si au o structură formată din cristale primare de Si şi din eutectic, α+Si (fig. 22.4).

În cazul cînd se adaugă în momentul turnării sodiu metalic sau florură de sodiu în aliajul topit se împiedică formarea masivă a cristalelor primare de Si, se coboară temperatura eutecticului, se finisează grăunţii, se deplasează spre

Scanned with OKEN Scanner

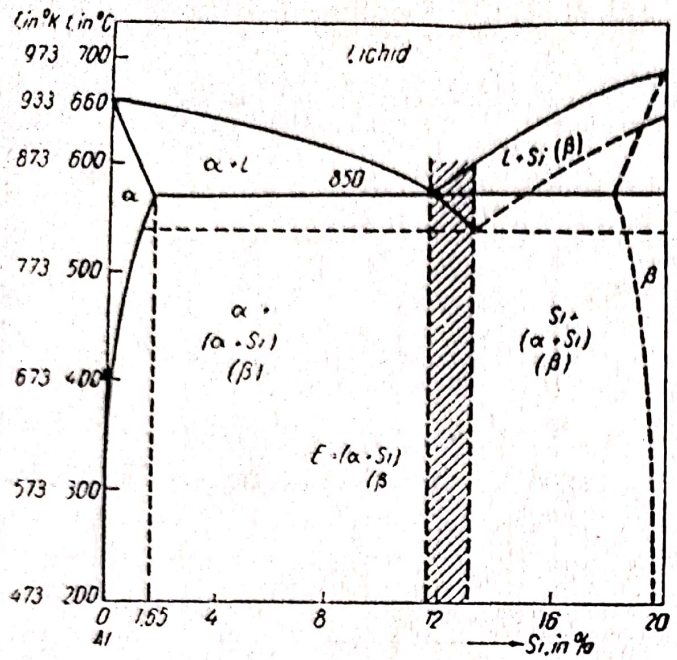


Fig. 22.3. Diagrama de echilibru Al-Si.

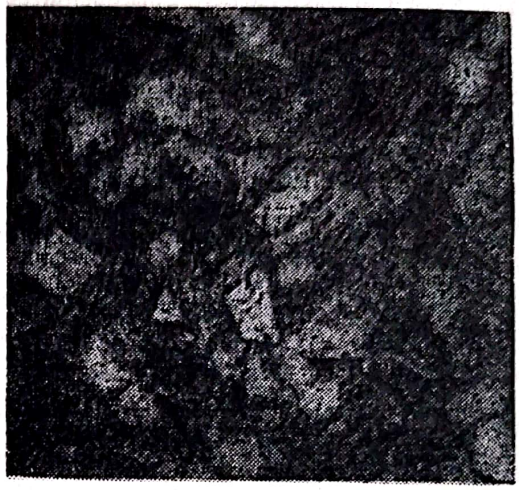


Fig. 22.4. Microstructura aliajelor Al-Si cu 11,7% Si (MO × 120).

conținuturi mai mari concentrația eutecticului și toate acestea contribuie la ameliorarea proprietăților mecanice. Astfel, datorită modificării, rezistența la rupere crește de la 15 la 20 daN/mm², iar alungirea de la 3 la 8%.

Simbolizarea aliajelor Al-Si se face conform STAS 201-71 prin ATSi 7 (aliaj de Al-Si cu 6...8% Si) ATSi 12 (aliaj de Al-Si cu 11...13,5% Si).

Aliajele de Al-Si eutectice au o largă întrebuințare la fabricarea blocurilor motor, trenuri de aterizare, cartere de motor, chiulase, mașini-unelte, compresoare etc. și poartă denumirea de siluminiu.

22.3. ALIAJE ALUMINIU-MAGNEZIU

Diagrama de echilibru Al-Mg (fig. 22.5) pune în evidență existența solubilității maxime a Mg în Al de 14,9% la 723 °K și de circa 1% la temperatura ambiantă.

În acest domeniu există o soluție solidă de substituție α, de Mg în Al și care cristalizează în sistemul *C.F.C.* Crescînd conținutul în Mg apare o nouă fază β care cristalizează în sistemul *C.C.* și corespunde compusului intermetalic Mg_2Al_3. La conținuturi peste 50% Mg apare faza γ care corespunde compusului intermetalic $Mg_{17}Al_{12}$, iar peste 55% Mg începe să apară faza δ care-i o soluție solidă de substituție a Al în Mg. Faza δ cristalizează în sistemul *H.C.*

Aliajele cele mai utilizate conțin pînă la 12% Mg și au și circa 0,5...1% Mn și uneori chiar și Si.

Aliajele de Al-Mg cu 2; 5; 7; 9% Mg sînt utilizate atît pentru fabricarea pieselor prin deformare plastică cît și prin turnare. Nu sînt practic durificabile prin precipitare, au o duritate proprie și o rezistență care se schimbă puțin prin recoacere.

Aliajele cu 3 sau cu 5, respectiv cu 7% Mg cunoscute sub denumirea de *duralinox* (Franța) sau *hydronalium* (Germania) se pot lamina în bare, profile, table,

Scanned with OKEN Scanner

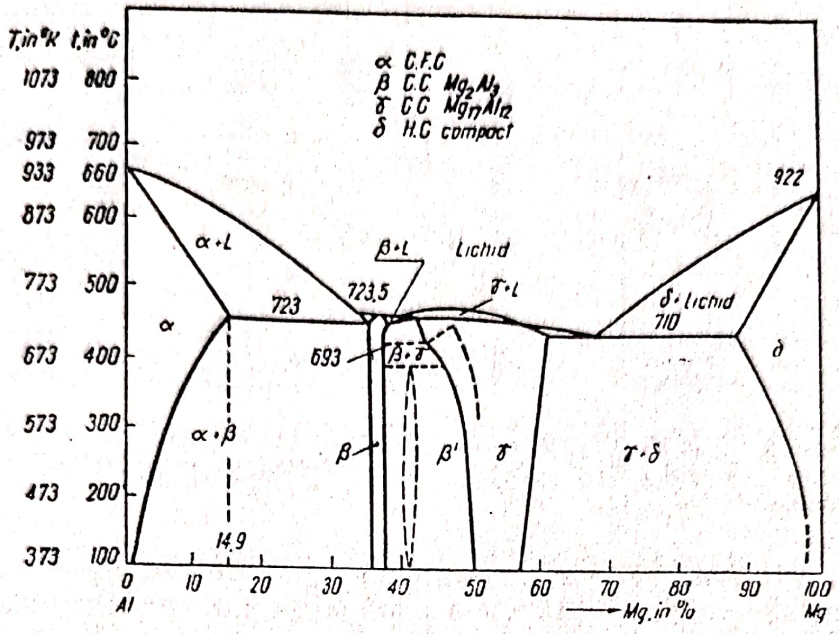


Fig. 22.5. Diagrama de echilibru Al-Mg.

benzi, tuburi. Laminarea se face de obicei între 673...773 °K (dar şi la rece) şi în urma ecruisării şi recoacerii prezintă următoarele valori pentru caracteristicile mecanice. :

– în stare recoaptă σ_r=20...36 daN/mm²; σ_e=10...20 daN/mm², δ= =28...20% ;

– în stare ecruisată σ_r=35...46 daN/mm²; σ_e=30...42 daN/mm²; δ= =10...6%.

Aliajul are o mare rezistenţă chimică în aer umed şi în apă de mare. Aliajul cu 10% Mg cunoscut în Franţa sub denumirea de duralinox 10 şi în Germania hydronalium 9, are proprietăţi mecanice mai mari după călire de la 700 °K în apă încălzită la 343 °K. Fără a fi ecruisat acest aliaj are σ_r=40...48 daN/mm²; σ_e=24...28 daN/mm² şi δ=24...26%. Aliajele de Al-Mg se întrebuinţează la fabricarea caroseriilor de automobile, suprastructurii avioanelor, rezervoarelor, în construcţiile navale, în industria chimică şi cea alimentară.

22.4. ALIAJE ALUMINIU-CUPRU-MAGNEZIU-MANGAN. DURALUMINIU

Aceste aliaje sînt utilizate pe scară largă sub formă de produse laminate şi forjate şi care pot fi durificate structural.

Duraluminiu este un aliaj Al-Cu-Mg-Mn care conţine 3,8% ... 4% Cu, 0,4...0,8% Mn şi Mg, sub 0,7 % Si şi sub 0,7% Fe. Siliciul şi Fe sînt impurităţi întîmplătoare, datorită utilizării unui aluminiu insuficient de pur.

Cu, Si şi Mg formînd compuşi intermetalici solubili în Al, provoacă durificarea.

Pe măsura creşterii conţinutului în Cu şi Mg creşte posibilitatea durificării structurale şi ca atare cresc proprietăţile mecanice (fig. 22.6).

Cuprul şi mai ales Mg durifică aliajul, obţinîndu-se o durificare eficace pentu 4,5...5% Cu şi 0,5...0,75% Mg. Acţiunea puternică a Mg asupra durificării se datoreşte compusului intermetalic $CuMgAl_2$ care se dizolvă în soluţia solidă în

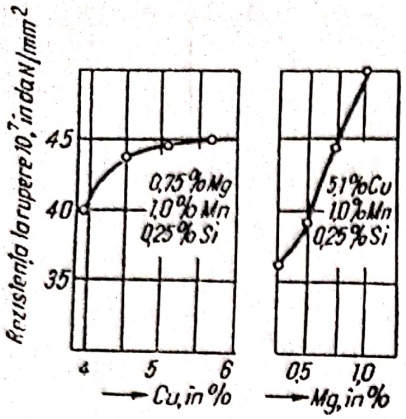


Fig. 22.6. Influența Cu și Mg asupra rezistenței la rupere a duraluminiului.

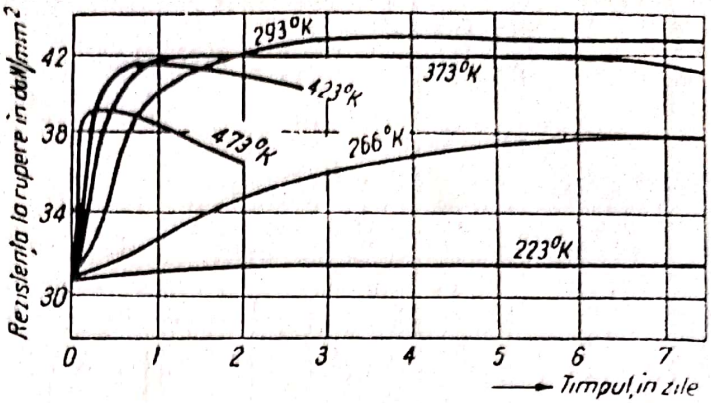


Fig. 22.7. Modificarea rezistenței la rupere a duraluminiului datorită îmbătrînirii.

cazul încălzirii la 778...783 °K. Limitarea conținutului în Mg la 0,5...0,75 se datorește faptului că în cantități mai mari micșorează plasticitatea și îngreuiază prelucrarea la cald.

Siliciul favorizează durificarea structurală formînd compusul intermetalic Mg_2Si. Adaosul de Mn influențează rezistența la coroziune și caracteristicile mecanice.

Datorită faptului că Mn înrăutățește plasticitatea s-a limitat conținutul la 0,4...0,8%.

Duraluminiu este aliajul pe care în 1910 A. W i l m a pus în evidență pentru prima oară durificarea dispersă.

Compoziția chimică cea mai folosită este 95% Al, 4% Cu, 0,5% Mn și 0,5% Mg. Duraluminiu se tratează termic în modul următor :

— se încălzește la 778...783 °K timp de 20 minute și se răcește în apă, apoi se îmbătrînește natural, menținîndu-l la temperatura ambiantă timp de 70 ore. Este posibil să se aplice și o revenire artificială la 373 °K și se obțin rezultate analoage într-un timp mai scurt. Temperatura la care se face îmbătrînirea influențează puternic rezistența la rupere a duraluminiului (fig. 22.7). Cele mai bune rezultate se obțin în cazul îmbătrînirii naturale.

Îmbătrînirea la temperatura de 423...473 °K face să se obțină o rezistență la rupere mai mică decît în cazul îmbătrînirii naturale. Aceste temperaturi favorizează separarea fazelor secundare din soluția solidă α, aliajul tinzînd către starea de echilibru. Îmbătrînirea la temperaturi joase nu are influență prea mare asupra caracteristicilor mecanice. La aceste temperaturi crește și mai mult stabilitatea soluției solide suprasaturată și se întîrzie durificarea structurală (la 266 °K) sau chiar nu are loc (223 °K).

În figura 22.8 se prezintă microstructuri ale duraluminiului după diferite faze de tratament termic. Încălzirea pentru călire se face în băi de săruri, iar variația admisibilă a temperaturii este numai de $\pm 2...3$ °K peste cea prescrisă (778...783 °K). Depășirea temperaturii de încălzire favorizează creșterea grăunților, oxidarea și topirea marginilor grăunților, fapt care provoacă o scădere deosebit de mare a rezistivității și plasticității materialului.

După călire și îmbătrînire naturală, caracteristicile mecanice vor avea valorile indicate în figura 22.9. Se observă că pe măsura ridicării temperaturii de călire

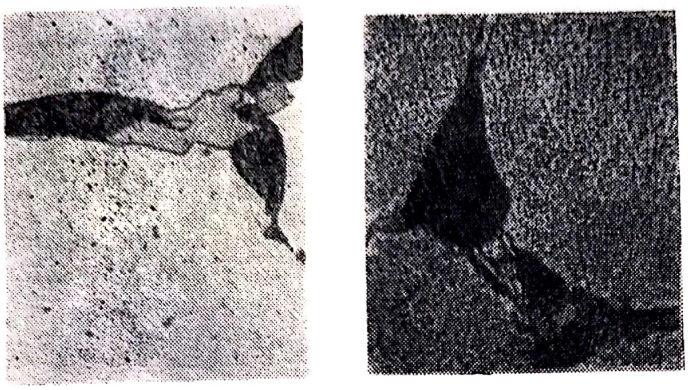


Fig. 22.8. Microstructura duraluminiului :
a — călit 748 °K/2 h/apă (MO×120) ; *b* — călit+recopt 698 °K/45 min/aer (MO×250).

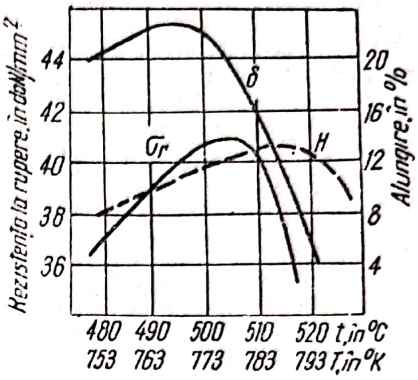


Fig. 22.9. Proprietăţile mecanice ale duraluminiului după călire.

pînă la 773...783 °K creşte rezistenţa la rupere, iar alungirea şi duritatea au valori bune.

Duraluminiu are o rezistenţă la coroziune mai mică decît aluminiu pur. Pentru a-i mări rezistenţa la coroziune se face placarea duraluminiului cu Al pur. După condiţiile de explaotare grosimea stratului placat reprezintă 4...8 % din grosimea tablei sau diametrul sîrmei. Placarea cu aluminiu pur provoacă însă diminuarea caracteristicilor mecanice ale duraluminiului.

Duraluminiu este folosit în toate construcţiile care reclamă totodată o greutate redusă şi o bună rezistenţă mecanică. Se fabrică din duraluminiu suprastructuri de avioane, caroserii de automobile, containere, elice, piese pentru maşini de scris etc.

Scanned with OKEN Scanner

CAPITOLUL 23

ALTE ALIAJE NEFEROASE

23.1. MAGNEZIUL ŞI ALIAJELE LUI

Cercetări sistematice au făcut posibilă punerea la punct a unor aliaje cu caracteristici mecanice, tehnologice şi rezistenţă la coroziune superioară metalului de bază (magneziului).

Pentru a rămîne în domeniul aliajelor ultra uşoare (densitate <2) adaosul metalelor străine incorporate în Mg depăşesc rareori 10% în greutate.

23.1.1. Aliaje magneziu-aluminiu

Datorită solubilităţii mari a Al în Mg este de aşteptat ca în regiunea diagramei de echilibru ce are o singură fază să existe aliaje interesante prin caracteristicile lor mecanice şi prin rezistenţa la coroziune.

Diagrama de echilibru Mg-Al prezintă o soluţie solidă omogenă de Al în Mg, notată cu δ şi care are un conţinut maxim de Al de 12,6% la temperatura eutecticului 710 °K şi de circa 1% Al la temperatura ambiantă.

Faza intermediară γ, corespunzătoare compusului intermetalic $Mg_{17}Al_{12}$, formează cu soluţia solidă γ un eutectic la 710 °K şi 32% Al.

Aliajele tehnice de Mg conţin maximum 10% Al şi conform diagramei de echilibru ar trebui să aibă o structură formată din soluţia solidă δ cu precipitate de γ. În realitate datorită vitezei de difuziune mică apare eutecticul γ+δ denaturat. Faza δ din eutectic cristalizează totdeauna pe formaţiile fazei δ primare, iar faza γ rămîne la limitele grăunţilor primari ai soluţiei solide δ. Faza γ este mult mai dură decît soluţia solidă δ.

Aliajele de Mg pot fi turnate, deformate plastic la cald, proprietăţile lor mecanice depinzînd de conţinutul în Al şi de tratamentul termic aplicat.

Caracteristicile mecanice în stare turnată şi în stare deformată sînt arătate în figurile 23.1 şi 23.2 în funcţie de conţinutul în Al.

Se observă existenţa unor valori ridicate ale caracteristicilor mecanice pentru un conţinut de 6% Al (stare turnată) şi aceste valori pot creşte prin aplicarea unui tratament termic. Scăderea caracteristicilor mecanice la aliajele cu peste 6% Al se datoreşte fazei γ.

Recoacerea aliajelor Mg-Al la 673...723 °K timp de cel puţin 24 ore face posibilă trecerea în soluţie a cristalelor $Mg_{17}Al_{12}$. Răcirea ulterioară lentă favorizează precipitarea unor cristale punctiforme de $Mg_{17}Al_{12}$ care cresc şi formează lamelele caracteristice pentru acest compus intermetalic. Apare astfel un constituent structural asemănător perlitei lamelare din oţeluri (faze γ+δ). Acest

Scanned with OKEN Scanner

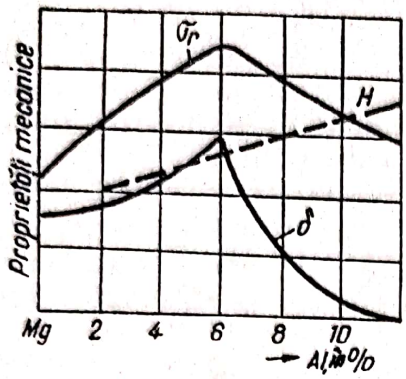


Fig. 23.1. Aliaje Mg-Al turnate. Proprietăți mecanice.

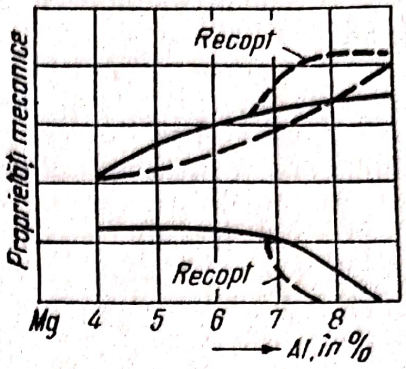


Fig. 23.2. Aliaje Mg-Al deformate plastic și recoapte. Proprietăți mecanice.

constituent apare în toate aliajele cu peste 6% Al răcite încet. La o nouă încălzire, lamelele se împart în bastonașe, apoi în globule mici și apoi trec în soluție.

Apariția constituentului format din amestecul de faze γ și δ face să crească proprietățile mecanice ale aliajelor Mg-Al (fig. 23.2).

23.1.2. Aliaje magneziu-zinc și magneziu-aluminiu-zinc

Aceste aliaje sînt cunoscute sub numele de *electron* și au o întrebuințare mare în aeronautică.

Diagrama de echilibru Mg-Zn (fig. 23.3) prezintă o transformare peritectică la 627 °K și o transformare eutectică la 613 °K și 53,5 % Zn și un compus intermetalic MgZn solubil la temperatura de 627 °K.

Solubilitatea Zn este de 8,4% la temperatura eutecticului și e nulă la temperatura ambiantă.

Datorită conținutului de Zn (peste 3%) crește rezistența la rupere și în urma durificării structurale aceasta poate fi mărită cu încă 30...40%.

Aliajele Mg-Al-Zn în ultima vreme au o întrebuințare mai mare în construcțiile aeronautice.

Caracteristicile mecanice ale acestor aliaje depind de conținutul în Al și Zn. Astfel, un aliaj cu 96% Mg, 3% Al, 1% Zn are după deformare prin presare caracteristicile mecanice: $\sigma_r = 25...29$ daN/mm²; $\delta = 15...17\%$, iar un aliaj cu 90% Mg, 5% Al, 5% Zn care poate fi turnat și laminat are $\sigma_r = 34...37$ daN/mm²; $\delta = 11...7\%$.

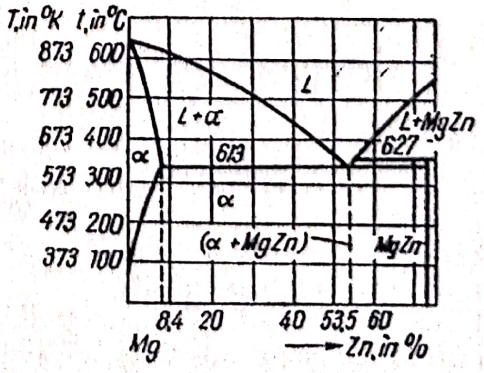


Fig. 23.3. Diagrama de echilibru Mg-Zn.

23.1.3. Aliaje magneziu-cupru și magneziu-aluminiu-cupru

Studiul diagramei ternare Mg-Al-Cu în zona bogată în Mg indică două domenii de utilizare:

– aliaje pentru care (Al+Cu) ≤ 6% și care prezintă cristale mixte, cu caracteris-

tici mecanice analoage cu cele ale aliajelor Mg-Al, rezistenţa lor la coroziune fiind mai slabă;

– aliaje pentru care $8\% < (Al+Cu) < 12\%$ şi care sînt formate din dendrite de Mg şi eutectic. Ele nu conţin soluţii solide ternare şi de aceea au o bună conductivitate termică. Datorită acestei proprietăţi, aceste aliaje se folosesc la fabricarea pistoanelor motoarelor cu ardere internă.

Iată cîteva caracteristici mecanice a unor asemenea aliaje: 94% Mg, 3% Al, 3% Cu – turnat în nisip, $\sigma_r = 12...14$ daN/mm²; $\delta = 4\%$; – trefilat, $\sigma_r = 22...24$ daN/mm²; $\delta = 15...16\%$; 88% Mg, 3% Al, 9% Cu – turnat în nisip, $\sigma_r = 12...14$ daN/mm²; $\delta = 2...3\%$; – trefilat, $\sigma_r = 25...26$ daN/mm²; $\delta = 8\%$.

Întrebuinţările aliajelor de Mg şi a Mg pur se bazează:

– pe densitatea mică şi proprietăţi mecanice bune, în aeronautică, rezervoare, trenuri de aterizare, elice, în automobilistică, cartere motor, faruri, pistoane, biele, la aparate optice etc.;

– pe arderea Mg, în fotografiere, pirotehnie;

– pe absorbţia în organismul uman în unele operaţii de chirurgie osoasă sau musculară (agrafe, şuruburi, legături).

23.2. ZINCUL ŞI ALIAJELE LUI

Zincul nu-i atacat de o serie de substanţe ca: benzina, uleiul, grăsimile, alcoolul pur etc. Un amestec de alcool şi apă atacă metalul.

Zincul poate avea o acţiune protectoare alături de unele metale atunci cînd acestea sînt introduse în medii corozive. Astfel, la ansamblele formate din plăci de duraluminiu şi zinc, duraluminiu nu este atacat în apa de mare în zona plachetelor de zinc.

Acţiunea protectoare a Zn faţă de Fe este bine cunoscută. Acoperirea Fe pe cale galvanică sau prin metalizare cu Zn îl face rezistent la coroziune.

Zincul poate fi sudat cu flacără oxigaz, utilizînd ca metal de adaos Zn foarte pur.

Zincul se foloseşte la acoperirea caselor, la fabricarea pilelor uscate, în tipografii, la fabricarea unor aliaje: alamă, unele bronzuri, unele metale de antifricţiune, în industria coloranţilor.

Elementele principale de aliere ale Zn sînt: Al şi Cu. Magneziul se introduce de obicei în cantităţi de 0,02...0,05% pentru împiedicarea coroziunii selective produsă de impurităţi ca Pb, Bi, Cd, Sn.

23.2.1. Aliajele zinc-aluminiu

Diagrama de echilibru a acestui aliaj este reprezentată în figura 23.4 şi pune în evidenţă două soluţii solide:

– soluţia solidă α de Al în Zn, a cărei solubilitate în Al este de 1,02% la temperatura eutecticului 653 °K şi de 0,05% la 493 °K. Cristalizează în sistemul hexagonal compact;

– soluţia solidă β' de Zn în Al, care cristalizează în reţea cubică cu feţe centrate. La 545 °K această soluţie suferă o transformare eutectoidă $\beta \rightarrow \alpha + \beta'$.

Aliajul I cu un conţinut de 98,5% Zn şi 1,5% Al răcit de la temperatura de 688 °K separă cristale de soluţie solidă. Pe măsura coborîrii temperaturii se

Scanned with OKEN Scanner

separă tot mai multe cristale de soluție solidă α și topitura se îmbogățește în Al. La 653 °K are loc reacția peritectică și apar cristalele formate din α+β. Continuîndu-se răcirea, se separă la temperatura eutectoidului cristale α mai bogate în Al și β′ mai bogate în Zn. La temperatura ambiantă în structură apar cristale primare ale soluției solide α, rotunjite și cu macle și eutectoidul (α+β′).

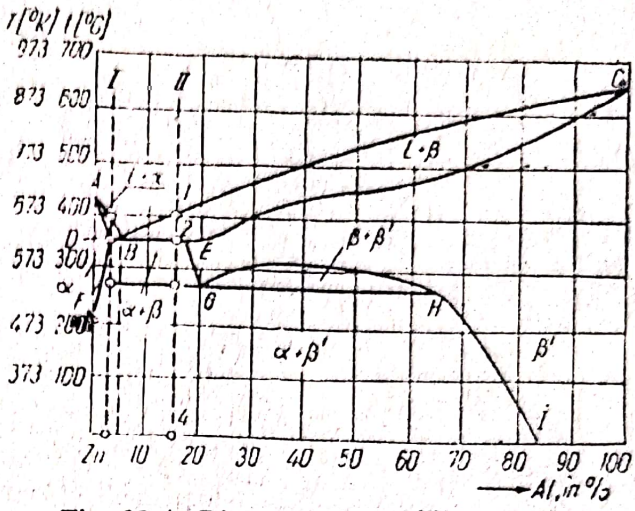


Fig. 23.4. Diagrama de echilibru Zn-Al.

Aliajul II cu un conținut de 15% Al, separă din topitură la răcire lentă cristalele β. La temperatura peritecticului (punctul *E*) soluția solidă β are concentrația de 17,5% Al. Continuînd răcirea, faza β își mărește în oarecare măsură concentrația de Al, atîngînd la 545 °K concentrația de 20% Zn. La această temperatură are loc transformarea eutectoidă și apar fazele α și β′. La temperatura ambiantă soluția solidă neomogenă β′ se găsește în eutectoidul (α+β′) globular.

Neomogenitatea mare a soluției solide β′ se datorește deplasării apreciabile a concentrației în timpul solidificării, apar serioase segregații cristaline.

Călind în apă, un aliaj cu 18% Al se poate obține la temperatura ambiantă faza β. După scurt timp însă se tinde să se stabilească echilibru, se descompune faza β, se durifică materialul și are loc o apreciabilă micșorare de volum. Imediat după călire aliajele conțin cristale mari de β, care în primele minute se descompun într-un amestec fin globular α+β′. În primele minute crește mult duritatea, ca apoi (după cca 20 minute) să scadă chiar sub valoarea obținută prin călire, datorită atingerii stării de echilibru.

Descompunerea eutectoidă a fazei β este întîrziată prin adăugarea de Mg și printr-o îmbătrînire artificială la 373 °K. Modificarea dimensională a aliajelor Zn-Al se datorește separării fazei β′ din soluția solidă α. Această separare are loc însă în timp foarte îndelungat (luni, ani de zile) și prezintă mai mult pericol decît prima.

La depozitarea aliajelor Zn-Al în atmosferă umedă, are loc coroziunea selectivă, se dizolvă parțial eutectoidul ce se află la limitele grăunților. Coroziunea este însoțită de modificări de volum.

Spre a micșora coroziunea aliajelor Zn-Al se adaugă Mg 0,02...0,05%. Aliajele Zn-Al se întrebuințează în industria automobilelor, fie în stare turnată, fie în stare deformată plastic.

Un aliaj de Zn-Al cunoscut sub denumirea *Zamak* 3, avînd 4% Al și 0,03% Mg are caracteristicile mecanice: $\sigma_r = 20...27$ daN/mm²; $\delta = 1...4\%$; $HB = 70...90$ și $K = 2...4$ daJ/cm².

23.2.2. Aliaje zinc-aluminiu-cupru

Zincul în aliajele binare (Zn-Cu) dizolvă la temperatura peritecticului (697 °K) 2,6% Cu, iar la temperatura ambiantă circa 0,2% Cu.

În aliajele ternare (Zn-Al-Cu) se formează un eutectic ternar la 600 °K, cu compoziția 89,1% Zn, 7,05% Al și 3,85% Cu (fig. 23.5).

Scanned with OKEN Scanner

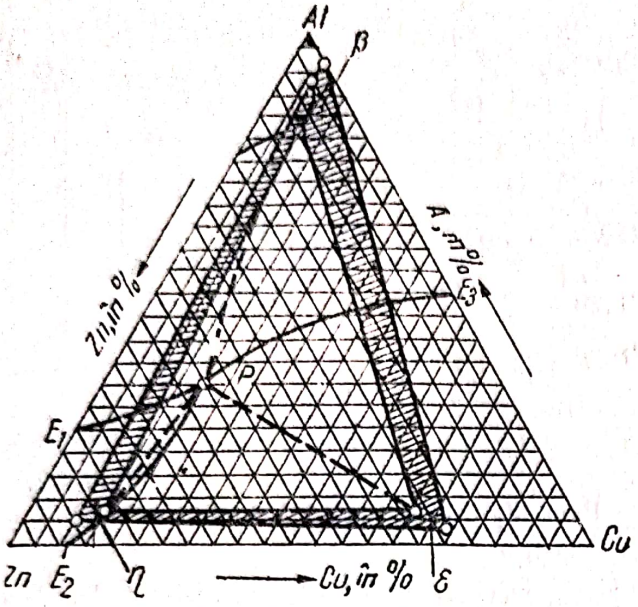


Fig. 23.5. Secțiune izotermă în diagrama ternară Zn-Cu-Al.

Fazele eutecticului sînt soluțiile solide β, η, ε (soluția solidă η de Zn-Al-Cu bogată în Zn, soluția solidă β de Al-Zn-Cu bogată în Al și soluția solidă ε de Cu-Zn-Al bogată în Cu).

Eutecticele binare $\beta+\eta=E_1$, $\varepsilon+\eta=E_2$ și $\beta+\varepsilon=E_3$, variază de-a lungul liniilor de echilibru E_1P, E_2P, E_3P, întîlnindu-se în punctul P (eutecticul ternar $\beta+\eta+\varepsilon$).

Soluția solidă ternară are solubilitate pentru componente ce variază cu temperatura, în general concentrația ei scade cu temperatura. Soluția solidă β nu este stabilă și la 647 °K are loc descompunerea $\beta+\varepsilon\rightleftarrows\beta'$.

Ca urmare a precipitărilor și a descompunerilor în sistemul ternar Zn-Cu-Al apar modificări importante de volum ale pieselor după turnare sau presare și depozitare la temperatura ambiantă.

Aliajele Zn-Al-Cu cu utilizare largă în industrie sînt cunoscute sub denumirea de *Zamak* 2, *Zamak* 5 și au compoziția chimică și caracteristicile indicate în tabelul 23.1.

Tabelul 23.1

Aliaje Zn-Al-Cu, compoziție, proprietăți mecanice

Denumire	Compoziție chimică, %				Proprietăți mecanice			
	Al	Cu	Mg	Zn	σ_r, daN/mm²	δ, %	*HB*, daN/mm²	*K*, daJ/mm²
Zamak 2	4	2,7	0,03	rest	28...33	1...3	102	1...2,5
Zamak 5	4	1,0	0,03	rest	24...29	1...4	95...100	1,5...3

Aliajul *Zamak* 2 este ușor de turnat, are caracteristici mecanice superioare, dar din cauza tendinței de durificare structurală are o aplicație mai restrînsă.

Aliajul *Zamak* 5 prezintă în plus avantajul că nu-i susceptibil de durificare structurală și-și păstrează proprietățile mecanice timp îndelungat.

Aliajele de Zn se întrebuințează pentru piese mici executate prin turnare sub presiune cum sînt: capace de ceasornice, piese pentru mașini de scris, aparate de ras, de tuns, roți dințate, fermoare, robinete de apă, fitinguri pentru țevi etc.

Scanned with OKEN Scanner

Plumbul este un metal moale ($HB=4$) destul de maleabil ($\delta \simeq 40\%$) şi puţin tenace ($K=1{,}5$ daJ/cm^2). Are o mare rezistenţă la coroziune atît în atmosferă cît şi în apă şi agenţii chimici. Se foloseşte mult ca element component al unor aliaje (P-Sn ; Pb-Sn-Sb).

Solidificarea aliajelor Pb-Sn a fost arătată în detalii în capitolul 5 şi structura lor poate fi formată din soluţia solidă α+precipitări de soluţie solidă β sau din soluţia solidă α proeutectic şi eutecticul ($\alpha+\beta$) în funcţie de concentraţia componentelor.

Aliajele Pb-Sn sînt folosite pentru lipirea pieselor de oţel sau Cu. În cazul cînd conţinutul în Sn este sub 35% se pot lipi şi piese din Zn care conţin mai puţin de 1% Al. Temperaturile de lucru ale aliajelor de lipit depind de proporţia relativă a componenţilor, în general variază între 483...513 °K, deci în domeniul bifazic (topitură + soluţie solidă α).

23.3.1. Aliaje plumb-arseniu

Arseniul durifică Pb şi uşurează obţinerea formei sferice pentru plumbul utilizat la cartuşele de vînătoare. De obicei proporţia de As este de 0,9%.

23.3.2. Aliaje plumb-staniu-stibiu

Stibiul măreşte duritatea Pb şi-l face fragil. O secţiune prin diagrama de echilibru a aliajelor Pb-Sn-Sb este reprezentată în figura 23.6.

Aliajele binare Pb-Sn, Pb-Sb formează cîte un sistem eutectic simplu. Astfel, punctul eutectic al aliajului Pb-Sb se găseşte la 13% Sb şi 520 °K (punctul E_2 din fig. 23.6), cel al aliajului Pb-Sn se află la 61,9% Sn şi temperatura de 454 °K.

Aliajul ternar Pb-Sn-Sb conţine un compus intermetalic ($SnSb_2$) cu punct de topire de 698 °K, un peritectic la 698 °K şi soluţiile solide α (de Sn în Sb) cu punct de topire la 519... ...505 °K şi β (de Sb şi Sn) cu punct de topire 903...873 °K.

La aliajele ternare Pb-Sn-Sb apare cazul cînd două sisteme eutectice trebuie să se unească, trecînd peste domeniul ternar, cu un alt sistem binar ce conţine un compus intermetalic şi un peritectic. Acest lucru complică mult procesul de cristalizare şi de aceea pentru întrebuinţare practică se vor trece

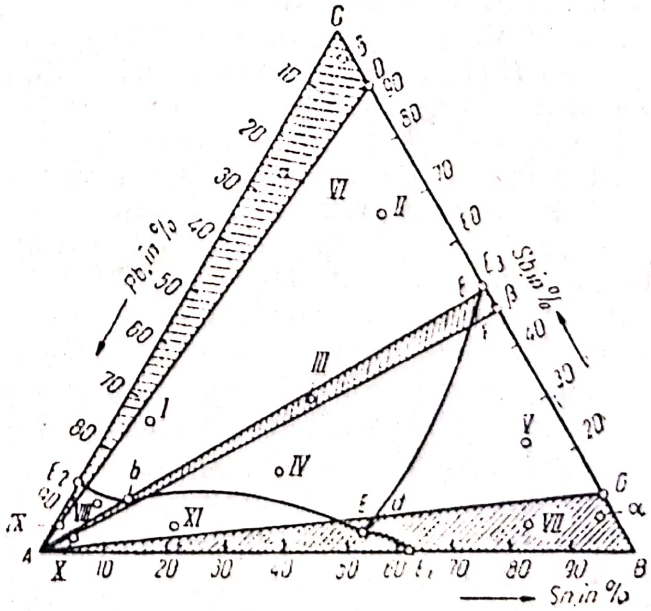


Fig. 23.6. Secţiune izotermă în diagrama ternară Pb-Sn-Sb

pe diagrama ternară numai constituenţii ce apar la temperatura ambiantă, după o răcire lentă.

Punctele *b* (10% Sn+10% Sb+80% Pb) şi *d* (53,5% Sn+4% Sb+42,5% Pb) sînt puncte de transformare ternară.

Liniile *AD*, *AF* şi *AG* reprezintă cele trei eutectice binare (Pb+δ) (Pb+β), (Pb+α), un eutectic ternar nu apare în acest sistem.

Urmărind solidificarea diferitelor aliaje în sistemul Pb-Sn-Sb şi luînd în considerare temperatura ambiantă, structura va fi formată din constituenţii specificaţi în dreptul fiecărui aliaj în parte.

Aliajul b (10% Sn+10% Sb+80% Pb) are structura formată din eutecticul Pb+β. Într-o matrice de Pb sînt înglobate cristale de β în amplasare eutectică. Are punctul de topire la 515 °K.

Aliajul d (53,5% Sn+4% Sb+42,5% Pb) are o structură formată din eutecticul (Pb+α). Într-o matrice de Pb sînt înglobate cristale de α în amplasare eutectică. Are punctul de topire la 459 °K.

Aliajul I (5% Sn+25% Sb+70% Pb), caracteristic aliajelor din triunghiul *ADE* plasate spre conţinuturi mai mari de Pb, are structura formată din cristale α+[(Pb+δ)+(Pb+β)].

Aliajul II (25% Sn+65% Sb+10% Pb), caracteristic aliajelor din triunghiul *ADE* plasate spre conţinuturi mai mici de Pb, au o structură formată din cristale δ înglobate într-o matrice formată în cea mai mare parte din cristale β şi în mică măsură din cristale eutectice (Pb+δ) şi [(δ+β)+(Pb+β)].

Aliajul III (30% Sn+30% Sb+40% Pb), caracteristic aliajelor din triunghiul *AEF*, are o structură formată din cristale β incluse în matricea (Pb+β).

Aliajul IV (32% Sn+13% Sb+55% Pb), caracteristic aliajelor din triunghiul *AFG*, plasate spre conţinuturi medii în Pb au structura formată din β+[(Pb+β)+(Pb+α)]. Cristalele primare β sînt incluse în matricea formată din eutecticele (Pb+β) şi (Pb+α).

Aliajul V (72% Sn+20% Sb+18% Pb), caracteristic aliajelor din triunghiul *AFG*, plasate spre conţinuturi mici în Pb (sub 20%) au structura formată din α+β+(Pb+α). Cristalele primare de β şi cele secundare de α sînt înglobate în matricea eutectică (Pb+α).

Aliajul VI (5% Sn+70% Sb+25% Pb), caracteristic aliajelor din triunghiul *ACD* şi avînd conţinuturi mici în Pb (sub 30%) are o structură formată din cristale primare înglobate în matricea eutectică (Pb+δ).

Aliajul VII (80% Sn+5% Sb+15% Pb), caracteristic pentru aliajele din din triunghiul *AGB* ce au conţinuturi mici în Pb (sub 30%) are structura formată din cristale primare de α incluse în matricea eutectică (Pb+α).

Aliajul VIII (8% Sn+8% Sb+84% Pb) are structura formată din cristale de Pb incluse în eutecticul (Pb+δ).

Aliajul IX (2% Sn+4% Sb+94% Pb) are structura formată din cristale de Pb înglobate în matricea formată din eutecticele (Pb+δ) şi (Pb+β).

Aliajul X (5% Sn+2% Sb+93% Pb) prezintă cristale de Pb înglobate într-o matrice formată din eutecticele : (Pb+δ) şi (Pb+α).

Aliajul XI (20% Sn+5% Sb+75% Pb) are structura formată din cristale de Pb incluse în eutecticul (Pb+α).

Se observă că în colţul Pb, modificări mici de compoziţie provoacă importante modificări structurale.

Aliajele cu peste 20% Sb sînt fragile datorită cantităţii însemnate de cristale α şi β şi ca atare aceste aliaje nu se întrebuinţează la fabricarea lagărelor.

Scanned with OKEN Scanner

Aliajele industriale de Pb-Sb-Sn au compoziţia chimică prezentată în tabelul 23.2.

Tabelul 23.2.

Aliaje Pb-Sb-Sn, compoziţie chimică

	Pb, %	Sb, %	Sn, %	Cu, %
A	55...88	10...30	2...25	—
B	94...92	6...8	—	—
C	84...88	16...12	—	—
D	66	pînă la 12	pînă la 20	2

Aliajul *A* este utilizat pentru fabricarea caracterelor tipografice, *B* pentru plăci de acumulator, *C* şi *D* pentru fabricarea lagărelor.

23.3.3. Aliaje de antifricţiune

Se numesc aliaje de antifricţiune, aliajele susceptibile de a rezista frecării. Rezistenţa la frecare depinde de un număr mare de factori : presiune, ungere, viteză de rotaţie, natura şi structura aliajelor în contact.

În general aliajul de antifricţiune este format din grăunţi duri înglobaţi într-o matrice plastică. Constituentul dur rezistă la uzură şi are un coeficient de frecare slab, de obicei e format dintr-un metal pur sau îndeosebi dintr-un compus intermetalic *a*. Constituentul plastic permite părţii ce se freacă de a se mula faţă de arbori şi să asigure ajustajul automat al cuzinetului, astfel sarcinile se repartizează uniform, suprafaţa de contact e maximă şi nu există riscul de a avea presiuni locale considerabile, care ar putea deteriora metalele în contact cu acest constituent plastic care este de obicei un eutectic (fig. 23.7).

Proporţia celor doi constituenţi de caracter opus variază după necesităţi, constituentul dur fiind cu atît mai abundent cu cît presiunea de lucru este mai mare.

Calitatea unui aliaj de antifricţiune depinde de asemenea de structura sa şi îndeosebi de mărimea grăunţilor constituentului dur.

Aliajele de antifricţiune au un punct de topire relativ scăzut (de obicei 493 ... 573 °K) şi ca atare pot fi uşor turnate şi adesea o ridicare anormală a temperaturii provoacă topirea lor şi se evită deteriorarea arborelui.

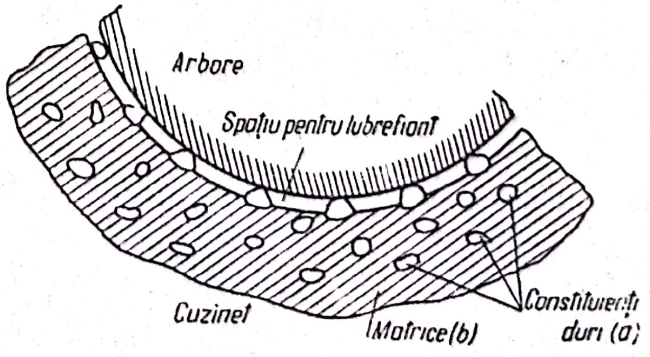


Fig. 23.7. Structura aliajelor de antifricţiune — schemă.

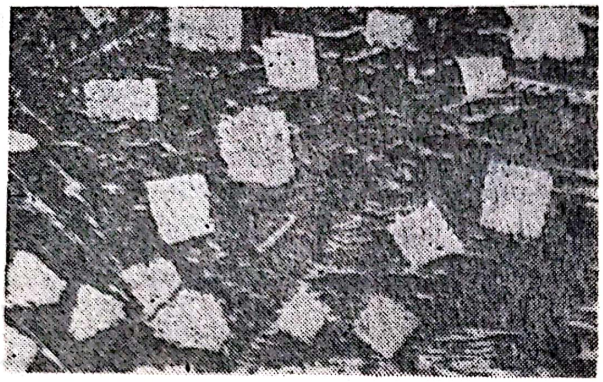


Fig. 23.8. Microstructura unui aliaj de antifricțiune YSn 83 (MO×120).

Aliajele de antifricțiune sînt foarte numeroase, au însă o utilizare mai mare cele pe bază de staniu sau de plumb.

23.3.3.1. **Aliaje de antifricțiune pe bază de staniu.** Aceste aliaje sînt formate din 80...90% Sn, 3...12% Sb și 3...10% Cu. Structura lor este formată din ace de Cu_4Sn și din cuburi de SbSn (dacă Sb depășește 7%), înglobate într-un eutectic format din soluția solidă α=Sn (Sb) și compusul intermetalic Cu_4Sn (figura 23.8).

Plasticitatea aliajului depinde de conținutul în Sn. Aliajele trebuie să aibă o mică duritate (HB=21...30) și să prezinte o rezistență la compresiune destul de joasă.

Aliajele pe bază de Sn au un preț de cost ridicat, datorită prețului mare al Sn.

Conținutul în Pb trebuie limitat pentru a nu se coborî prea mult punctul de fuziune al eutecticului (se impune adesea 0,3% Pb).

23.3.3.2. **Aliaje de antifricțiune pe bază de plumb.** Aceste aliaje sînt formate din Pb la care se adaugă 5...14% Sn și 8...15% Sb. În aceste aliaje constituentul dur este compusul intermetalic SnSb.

Aliajele ternare Pb-Sn-Sb au o tendință pronunțată spre segregare zonală (în special cele din cîmpurile *V* și *VI*, fig. 23.6).

Pentru evitarea segregațiilor zonale și pentru mărirea durității se adaugă Cu pînă la 5%. Cuprul se combină cu Sn și dă compusul intermetalic Cu_3Sn (γ) care formează cristale aciculare alungite. Faza γ cristalizează prima (la 673...623 °K) și formează un fel de rețea care împiedică segregarea fazei β. Aliajele de antifricțiune cu adaos de cupru trebuie turnate imediat după topire spre a nu se favoriza depunerea la fundul creuzetului a cristalelor bogate în cupru.

Aliajele de antifricțiune sînt standardizate (STAS 202-73) sub denumirea de aliaje pentru lagăre pe bază de Sn și Pb (tab. 23.3).

Aliajul YSn 83 este cel mai întrebuințat și are o structură formată din:

– soluția solidă α de Sb și Cu în Sn (matricea moale, de culoare închisă) cu punct de topire la circa 510 °K;

– compusul intermetalic SbSn, cristale mari pătrate în secțiune (dure și de culoare albă) avînd temperatura de topire de circa 546 °K;

– compusul intermetalic Cu_3Sn, cristale aciculare lunguiețe (dure și de culoare albă) cu temperatura de topire la 648 °K.

Temperatura de turnare a aliajului va fi cu circa 50 °K mai mare decît temperatura lichidus (v. valorile indicate în tab. 23.3), pentru a nu favoriza apariția unor grăunți grosolani care se uzează și se fărîmițează intens.

Scanned with OKEN Scanner

Tabelul 23.3

Aliaje de antifricțiune, compoziție chimică, duritate, temperatură de topire

Marca	Compoziția chimică, %					Duritate *HB*, daN/mm²	Temperatura de turnare, °K
	Sb	Cu	Pb	Sn	Altele		
Y-Sn 83	10 . . . 12	5,5 . . . 6,5	0,35	82 . . .84	—	25 . . .32	773 . . .823
Y-Sn 80	11 . . . 13	5 . . . 7	1 . . .3	79 . . .81	—	24 . . .30	723 . . .773
Y-PbSn10	14,5 . . . 16,5	0,5 . . . 1,5	rest	9,5 . . .12	—	23 . . .32	673 . . .723
Y-PbSn6Cd	16 . . . 18	—	rest	5,5 . . .6,5	0,8 . . .0,9 Cd	22 . . .31	673 . . .623
Y-Pb 98	—	—	rest	—	0,65 . . .0,7 Ca	30 . . .39	823 . . .873
Y-AlSn 6 CuNi	0,25 . . . 0,35	0,7 . . . 1,2	—	6,5 . . .7,0	0,7 . . .1,2 Ni 0,4 . . .0,6 Si rest. Al	min. 45	▷923

BIBLIOGRAFIE

1. Alitman, M. B. *Plavka i litia legkih splavov.* Moskva, Metalurgizdat, 1956.
2. Barett, Gh. S. *Structure of Metals.* New York and London, Mc. Graw-Hil Book Co. Inc., 1948.
3. Bolhotinov, H. F. *Metallovedenie i termiceskaia obrabotka.* Moskva, Maşinostroienie, 1965.
4. Burton, M. S. *Applied Metallurgy for Engineers.* New-York and London, Mc. Graw-Hill Book Co. Inc., 1956.
5. Bensimon R. *Les aciers non-alliés.* Paris, Eyrolles éditeur, 1956.
6. Berger, G. *La dilatrometrie différentielle appliqué à l'étude des aciers.* Paris, Dunod, 1965.
7. Beynon, C. E. *La structure physique des alliages.* Paris, Dunod, 1947.
8. Bergman, R. *Traitement thérmique.* Paris, Revista nr. 64, 1972.
9. Cotrell, A. W. *Theoretical structural Metallurgy.* London, Eduard Ernold et Co., 1948.
10. Colan, H. *Studiul metalelor şi tratamente termice.* Bucureşti Editura didactică şi pedagogică, 1964.
11. Chaussin, C. et Hylly, C. *Metallurgie. Les aliages métalliques.* Paris, Dunod, 1963.
12. Chalmers, B. *Métallurgie physique.* Paris, Dunod, 1963.
13. Chevigny, R., Develay, R., Guihauclis, A. ş.a. *Les alliages aluminium-zinc-magnesium.* Milan, Comunication au Symposium franco-italien pour la métallurgie légère, 1965.
14. Chevrier, S. Beck, G. *Influence d'un depot de faible conductivité thérmique sur le mecanisme de refroidissement par trempe.* Memoires Scientifiques. Revue Métallurgie, nr. 6, 1971.
15. Comon, S., Delorme, S. *Hétérogenité des grands lingots de forge.* Revue de Metallurgie, nr. 4, 1973.
16. De Sy, A., Vidts, J. *Traité de Metallurgie structurale ; théoretique et appliquée.* Paris, Dunod, 1962.
17. Dieter, E. Ge. *Mechanical Metallurgy.* New York, Toronto, London, Mc. Graw-Hill Book Company Inc., 1961.
18. Dardel, Y. *La transmision de la chaleur,* Paris, Dunod, 1964.
19. Dulămiţă, T. *Alegerea şi tratamentul termic al oţelurilor de scule,* Bucureşti, Editura tehnică, 1963.
20. Guinier, A. *Radiocristalographie,* Paris, Dunod, 1945.
21. Guillet, L. *Les alliages métalliques.* Presses Universitaires de France, 1946.
22. Guleaev, A. P. *Metalurgie fizică.* Bucureşti, Editura tehnică, 1954, (trad. lb. rusă).
23. Guleaev, A. P. *Tratamentul termic al oţelurilor,* Bucureşti, Editura tehnică, 1963, (trad. lb. rusă).
24. Gâdea, S., Protopopescu, M. *Aliaje neferoase.* Bucureşti, Editura tehnică, 1965.
25. Geru, N. *Proprietăţile metalelor şi metode fizice de control.* Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1967.
26. Greday, T. *Examen des aspects métallurgiques du vieillissement des aciers a bas carbone.* These, 1963.
27. Hume-Rothery, W. *The structure of Metals and Alloys.* London S.W.1, The Institute of Metals 4. Grosvenov Place, 1950.
28. Homergerg, V. O., Wiliam, R. S. *Principles of metallography.* New York, Mc. Graw-Hill Book Co. Inc., 1948.
29. Houdremont, E. *Handbuch der Sonderstahlkunde.* Berlin, Springer Verlag, 1956.
30. Habraken, L. ş. a. *Quelques aspects du développement de la métallographie électronique.* Heidelberg, Springer Verlag, Berlin, Göttingen, 1960.

Scanned with OKEN Scanner

31. Habraken, L. *Sur métallographie électroniques. Thèse d'agrégation à l'enseignement superieur.* 1953.
32. Iacobovici, Th. *Termodinamica tehnică.* București, Editura tehnică, 1957.
33. Kontorovici, I. E. *Tratamentul termic al oțelului și fontei.* București, Editura tehnică, 1953.
34. Kleacikin, L. *Sudarea metalelor și aliajelor neferoase.* București, Editura tehnică, 1966.
35. Kalinin, A. T., Movikova, A. Ia. *Optimalinaia stepeni nasicenîia uglerodom i azotom pri nitrofementații.* Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, nr. 10, 1965.
36. Kalinina, L. T., Nikolaev, M. A., Olșaneţki, V. E. *Influența temperaturii de austenitizare asupra tendinței fontei albe la formarea structurii anormale.* Izvestia Vuz, Ciornaia Metalurghia, nr. 7, 1970.
37. Lips, E. M. *Métallurgie et Construction.* Bibliothèque Technique Philips, 1957.
38. Lemoine, L. *Lecon de connaissance des materiaux mètalliques.* Bruxelles, A. De Boeck, 1958.
39. Levin, E. E. *Examinarea microscopică a metalelor.* București, Institutul Central de documentare tehnică, 1951, (trad. lb. rusă).
40. Léger, M. Z, Detrez P. *La difussion dans les aciers au cours du traitement thermique d'omogenisation.* Revue de Métallurgie, nr. 9, 1965.
41. Lacoude, A., Tricot, R. *Déformation par traitements thermiques des aciers de construction.* Revue Métallurgie, nr. 1, 1972.
42. Lepeha, A. E. *Călirea superficială cu flacără a oțelurilor.* București, IDT, 1955.
43. Mehl, R. F. A. *Brief History of the Science of Metal.* New York, American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, 1948.
44. Mantea, Ș. ș.a. *Metallurgie fizică,* București, Editura tehnică 1970.
45. Mangan, C. *Traité de microscopie électronique,* Paris, Editura Herman, 1964.
46. Minchevici, A. N. *Tratamentele termice ale metalelor și aliajelor.* București, Editura tehnică, 1968, (trad. lb. rusă).
47. Moulin, L. ș.a. *Influence de l'atmosfère et des éléments d'alliage sur la carburation.* Revue Métallurgie, nr. 11, 1968.
48. Namdar, R. *Observation du mouvement des dislocations au cours du fluage. Memoires Scientifiques.* Revue Métallurgie LX, Nr. 12, 1963.
49. Nanu, A. ș.a. *Manualul inginerului mecanic. Tehnologia construcțiilor de mașini.* București, Editura tehnică, 1972.
50. Nădășan, Ș t. ș.a. *Încercări și analize de metale.* București, Editura tehnică, 1965.
51. Nanu, A. *Tehnologia materialelor.* București, Editura didactică și pedagogică, 1972.
52. Popescu, N., Vitănescu, C. *Tehnologia tratamentelor termice.* București, Editura tehnică, 1974.
53. Popov, A. A., Popova, L. E. *Spravocenie termista izotermiceskie i termokineticeskie diagramî raspoda pereohlajdennogoe austenita,* Moskva, Mașghiz, 1961.
54. Piwowarsky, E. *Hochwertiges Gusseisen (Grauguss),* 3 Aufl, Berlin, Springer Verlag, 1956.
55. Pomey, J. *Le traitement thermique accompagnant la cementation.* Revue Métallurgie, Nr. 11, 1960.
56. Ross, A. *Precis de Métallographie apliqué (Aciers et Fontes).* Paris, Dunod, 1957.
57. Rhines, F. M. *Phase diagrams in metallurgy Their development and aplication.* New York, Mc Graw-Hill Book Co. Inc., 1950.
58. Steinberg, S. S. *Metallovedenie.* Svertlosske, Metalurgizdat, 1961, (trad. lb. rusă).
59. Schumann, H. *Metalurgie fizică.* București, Editura tehnică, 1962.
60. Sergescu, V. *Introducere în fizica solidului.* București, Editura tehnică, 1956.
61. Sokolov, V. N. *Încălzirea metalului, calcule și aplicații.* București Editura tehnică, 1957, (trad. lb. rusă).
62. Sălăgean, Tr. *Fenomene fizice și metalurgice la sudarea cu arcul electric al oțelurilor,* București, Editura Academiei RPR, 1963.
63. Séferian, D. *Métallurgie de la soudure,* Paris, Dunod, 1965.
64. Sofronie, L., Ștefănescu, D. M. *Fonte speciale.* Editura tehnică, București, 1974.
65. Schatt, W. *Einführung in die Werkstoffwissenschaft VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie.* Leipzig, 1972.
66. Truşculescu, M. *Tehnologia și utilajul tratamentelor termice.* Timișoara, Litografia I.P. Timișoara, 1964.
67. Teichert, E. I. *Ferrouss physical metallurgy.* Pensylvania, Univ. Park, 1955
68. Truşculescu, M. ș.a. *Îndrumător de laborator. Studiul metalelor și tratamente termice,* Timișoara, Litografia I.P. Timișoara, 1969.

Scanned with OKEN Scanner

69. Truşculescu, M. *Studiul comportării oţelurilor aliate cu 9% Ni şi 4% Co folosite la temperaturi joase.* Teză de doctorat, 1967.
70. Taiţ, N. Iu. *Tehnologhiia nagreva stali,* Moskva, 1962.
71. Truşculescu, M. *Studiul metalelor,* Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1971.
72. Vlădea, I. *Manual de termotehnică,* Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1963.
73. Vazaca, C. *Încălzirea prin inducţie în joasă şi înaltă frecvenţă.* Bucureşti, Editura Academiei, RPR, 1956.
74. Vitănescu, C., Rusu V. *Călirea superficială cu flacără oximetan.* Bucureşti, IDT, 1966.
75. Vitănescu, C., Elenbogen, M. *Tratamentul termic al oţelurilor prin c.i.f. al pieselor de maşini-unelte.* Bucureşti, IDT, 1963.
76. Wunning, S. *Härterei Technische Mitteillungen.* Vol. 25 Heft 1, 1970.
77. * * * *Nomenclator de oţeluri şi laminate.* Bucureşti, Ministerul Industriei Metalurgice. Oficiul de documentare şi publicaţii tehnice.
78. * * * *Cercetări metalurgice.* Nr. 8, 9, 1966, 1967.
79. * * * *Comptes rendus de recherches,* Belgique CNRM, 1957
80. * * * *Studii şi cercetări de metalurgie.* 1968, 1969.
81. * * * *Revue de métallurgie.* 1968—1975.
82. * * * *Induction Hardening and Tempering.* Ohio, American Society For Metals, 1964.
83. * * * *Die verschleissfesten Ni-Hard Werkstoffe.* Düsseldorf, International Nickel, 1967.
84. * * * *Properties and Applications of Ni-Resist Austenitic Cast Iron,* Ed. International Nickel Company Limited, 1965.
85. * * * *Metale şi aliaje neferoase (Standarde şi comentarii).* Bucureşti, Editura tehnică, 1973.
86. * * * *Fonte şi oţeluri (Standarde şi comentarii).* Editura tehnică, 1973.
87. * * * *Cercetări metalurgice ICEM.* Bucureşti, 1965—1975.

Scanned with OKEN Scanner

Tiraj : 11 400+S.P. 65 exemplare legate. Coli de tipar : 21,75+1 planșă. Hîrtia : Tipar înalt B. Format : 70×100-56. Bun de tipar : 12.04.1977.
Nr. plan : 5573. Ediția 1977.

Întreprinderea Poligrafică „Banat"
Timișoara, Calea Aradului nr. 1.
Republica Socialistă România.

Comanda nr. 14.

41

Scanned with OKEN Scanner

Categoria	Marca	Compo			
		C	Mn	Si	
Oţeluri crom	15Cr08 40Cr10	0,12 0,36—0,44	0,4—0,7 0,5—0,8	0,17—0,37 0,17—0,37	((
Oţeluri crom bor	40Cr10B	0,36—0,44	0,5—0,8	0,17—0,37	(
Oţeluri mangan	35Mn16 65Mn10	0,32—0,40 0,60—0,70	1,4—1,8 0,9—1,2	0,17—0,37 0,17—0,37	
Oţel crom mangan	18MnCr10	0,15—0,22	0,9—1,2	0,17—0,37	
Oţel mangan siliciu	35MnSi12	0,31—0,39	1,1—1,4	1,1—1,4	
Oţel crom vanadiu	50VCr11	0,45—0,55	0,55—0,9	0,17—0,37	
Oţel crom nichel	13CrNi30 (X) 41CrNi12 (X)	0,09—0,16 0,37—0,45	0,3—0,6 0,4—0,8	0,17—0,37 0,17—0,37	
Oţeluri crom nichel molibden	18MoCrNi13 36MoCrNi10 30MoCrNi20	0,15—0,21 0,32—0,40 0,26—0,34	0,5—0,8 0,5—0,8 0,3—0,6	0,17—0,37 0,17—0,37 0,17—0,37	
Oţel crom molibden aluminiu	38MoCrAl09	0,35—0,42	0,3—0,6	0,17—0,37	

Observaţii : a=apă ; c=cuptor ; u=ulei ; p=pachet.

Scanned with OKEN Scanner

	Compoziție, %					Rec t
	Si	Cr	Ni	Mo	Alte elemente	Temper °I
7	0,17—0,37	0,7—1,0	—	—	—	923—
8	0,17—0,37	0,8—1,1	—	—	—	953—
3	0,17—0,37	0,8—1,1	—	—	0,001—0,003 B	953—
3	0,17—0,37	—	—	—	—	953—
2	0,17—0,37	—	—	—	—	873—
	0,17—0,37	0,9—1,2	—	—	—	923—
	1,1—1,4	—	—	—	—	953—
	0,17—0,37	0,9—1,25	—	—	0,1—0,25 V	953—
	0,17—0,37	0,6—0,9	2,75—3,15	—	—	923—
	0,17—0,37	0,45—0,75	1,0—1,4	—	—	953—
	0,17—0,37	0,8—1,1	1,2—1,5	0,15—0,30	—	923—
	0,17—0,37	0,9—1,2	0,9—1,2	0,15—0,30	—	923—
	0,17—0,37	1,8—2,1	1,8—2,1	0,25—0,35	—	923—
	0,17—0,37	1,35—1,65	—	0,15—0,30	0,7—1,1 Al	983—

iate elaborate în mod curent

	Recoacere de înmuiere		Recoacere de normalizare		Cementare		Călire I	
nente	Temperatura, °K	Mediu	Temperatura, °K	Mediu	Temperatura, °K	Mediu	Temperatura, °K	Mediu
	923—973	c	1 143—1 173	aer	1 143—1 173	a, p	1 133—1 163	a, u
	953—993	c	1 113—1 143	aer	—	—	1 103—1 133	a, u
903 B	953—993	c	1 113—1 143	aer	—	—	1 103—1 133	u, a
	953—993	c	1 123—1 153	aer	—	—	1 103—1 133	u
	873—923	c	1 083—1 113	aer	—	—	—	—
	923—953	c	1 133—1 163	aer	1 143—1 173	u, p	1 133—1 163	u
	953—993	c	1 143—1 173	aer	—	—	1 143—1 173	a, u
5 V	953—993	c	1 133—1 163	aer	—	—	1 113—1 143	u
	923—973	c	1 123—1 153	aer	1 143—1 163	u, p	1 113—1 143	a, u
	953—993	c	1 113—1 143	aer	—	—	1 073—1 103	a, u
	923—973	c	1 133—1 163	aer	1 153—1 173	u, p	1 093—1 123	u
	923—973	c	1 113—1 143	aer	—	—	1 103—1 133	u, a
	923—973	c	1 113—1 143	aer	—	—	1 103—1 133	u
Al	983—1 013	c	1 203—1 233	aer	—	—	1 193—1 223	u, a,

Tabelul 16.3

Călire I		Recoacere intermediară		Călirea II		Revenire	
Temperatura, °K	Mediu	Temperatura, °K	Mediu	Temperatura, °K	Mediu	Temperatura, °K	Mediu
133—1 163	a, u	903—923	c	1 043—1 093	a, u	443—473	aer
103—1 133	a, u	—	—	—	—	723—873	a, u
103—1 133	u, a	—	—	—	—	773—923	a, u
103—1 133	u	—	—	—	—	753—853	a
—	—	—	—	—	—	—	—
133—1 163	u	923—953	c	1 083—1 103	u	443—473	aer
143—1 173	a, u	—	—	—	—	813—913	a
113—1 143	u	—	—	—	—	823—923	a
113—1 143	a, u	913—943	c	1 033—1 083	a, u	443—473	aer
073—1 103	a, u	—	—	—	—	773—873	a, u
093—1 123	u	923—953	c	1 073—1 193	u	443—473	aer
103—1 133	u, a	—	—	—	—	803—903	a, u, aer
103—1 133	u	—	—	—	—	803—923	aer
193—1 223	u, a, c	—	—	—	—	893—943	a, u

Categoria	Marca	Compoziţie, %					
		C	Mn	Si	Cr	Ni	
Oţeluri crom	20Cr08 35Cr10 45Cr10	0,17...0,23 0,31...0,39 0,41...0,49	0,5...0,8	0,17 0,37	0,7...1,0 0,8...1,1 0,8...1,1	—	
Oţeluri mangan	31Mn14 45Mn16	0,27...0,35 0,41...0,49	1,2...1,6 1,4...1,8	0,17 0,37	—	—	
Oţeluri mangan siliciu	27MnSi12	0,23...0,31	1,1...1,4	1,1 . . . 1,4	—	—	
Oţeluri crom molibden	25MoCr11	0,22...0,29 0,32...0,7	0,4...0,8 0,4...0,7	0,17 0,37	0,9...1,3 0,8...1,1		
Oţeluri crom nichel	13CrNi17 (X) 13CrNi35 (X) 35CrNi15 (X)	0,09...0,16 0,09...0,16 0,30...0,40	0,3...0,6 0,3...0,6 0,4...0,8	0,17 0,37	0,6...0,9 1,25...1,65 0,30...0,70	1,5...1,9 3,25...3,65 1,25...1,75	
Oţeluri crom mangan siliciu	31CrMnSi10 (X) 35CrMnSi13 (X)	0,28...0,34 0,32...0,39	0,8...1,1	0,9...1,2 1,1...1,4	0,8...1,1 1,1...1,4	—	
Oţeluri crom mangan siliciu nichel	30SiMnCrNi16(X	0,27...0,34	1,0...1,3	0,9 . .1,2	0,9...1,2	1,4...1,8	
Oţeluri crom mangan nichel	16MnCrNi15 (X)	0,13...0,19	0,7...1,0	0,17 0,37	0,8...1,1	1,3...1,6	
Oţeluri crom aluminiu	39CrAl06	0,35...0,43	0,2...0,5	0,17 0,37	1,5...1,8	—	

Observaţii : c = cuptor ; p = pachet ; a = apă ; ac = apă caldă ; u = ulei ; N = normalizare ; C = că

Oțeluri aliate elaborate în cazuri speciale

		Recoacere înmuiere			Normalizare		Cementare		Călire I	
Mo	Alte elemente	$T_{înc}$, °K	Mediu		$T_{înc}$, °K	Mediu	$T_{înc}$, °K	Mediu	$T_{înc}$, °K	Mediu
		923—973	c		1 143—1 173	aer	1 143—1 173	a, p	1 133—1 163	a, u
—	—	933—983	c		1 123—1 153	aer	—	—	1 113—1 143	u
		953—993	c		1 113—1 143	aer	—	—	1 093—1 123	u
		923—973	c		1 103—1 133	aer	—	—	1 093—1 123	a, u
—	—	893—943	c		1 113—1 143	aer	—	—	—	—
—	—	953—993	c		1 173—1 203	aer	—	—	1 173—1 203	a
15...0,30	—	973—1 003	c		1 123—1 153	aer	—	—	1 103—1 133	a, u
	—	973—1 003	c		1 113—1 143	aer	—	—	1 103—1 133	u
		923—973	c		1 123—1 153	aer	1 143—1 163	u, p	1 113—1 143	u, a
—	—	923—973	c		1 123—1 153	aer	1 143—1 163	u, p	1 113—1 143	u
		893—943	c		1 113—1 143	aer	—	—	1 083—1 113	—
		923—973	c		1 143—1 173	aer	—	—	1 133—1 163	u
—	—	943—993	c		1 153—1 183	aer	—	—	1 133—1 163	u
—	—	933—983	c		1 153—1 183	aer	—	—	1 153—1 183	u
—	Ti adaos tehnologic	923—973	c		1 113—1 143	aer	1 153—1 173	u, p	1 113—1 143	u
—	0,5...0,8 Al	973—1 023	c		1 193—1 223	aer	—	—	1 183—1 213	u, ac

CC = călire dublă; C_{izot} = călire izotermă; R_j = revenire joasă; R = revenire înaltă; Piesele din oțel 35

	Călire I		Recoacere interm.		Călire II		Revenire			Caract	
ediu	T_{inc}, °K	Mediu	T_{inc}, °K	Mediu	T_{inc}, °K	Mediu	T_{inc}, °K	Mediu	Stare	σ_r, daN/mm²	σ_c, daN/m
, p	1 133—1 163	a, u	903—923	c	1 043—1 093	a, u	443—473	aer	CC R_j	80	65
—	1 113—1 143	u	—	—	—	—	723—823	a, u	CR	95	75
—	1 093—1 123	u	—	—	—	—	743—843	a, u	CR	105	85
—	1 093—1 123	a, u	—	—	—	—	753—853	a, u	CR	80	55
—	—	—	—	—	—	—	—	—	N	70	41
—	1 173—1 203	a	—	—	—	—	643—743	a, u	CR	100	85
—	1 103—1 133	a, u	—	—	—	—	873—973	a, u	CR	65	42
—	1 103—1 133	u	—	—	—	—	763—863	u, a	CR	100	80
, p	1 113—1 143	u, a	913—943	c	1 033—1 083	u, a	443—473	aer	CC R	80	60
, p	1 113—1 143	u	913—943	c	1 053—1 073	u	443—473	aer	CC R_j	115	95
—	1 083—1 113	—	—	—	—	—	813—913	a, u	CR	75	52
—	1 133—1 163	u	—	—	—	—	763—863	a, u	CR	110	85
—	1 133—1 163	u	—	—	—	—	553—583	—	Cizot sau CNC R_j	165	130
—	1 153—1 183	u	—	—	—	—	473—573	aer, u	CR	165	140
, p	1 113—1 143	u	923—953	c	1 073—1 093	u	433—463	aer, u	CC R_j	90	60
—	1 183—1 213	u, ac	—	—	—	—	883—933	a, u	CR	90	75

înaltă; Piesele din oțel 35 CMS 13 (x) se călesc izoterm și se revin într-o baie de azotat de sodiu și potasiu.

Tabelul 16.4

ire II		Revenire		Stare	Caracteristici mecanice				
	Mediu	T_{inc}, °K	Mediu		σ_r, daN/mm²	σ_c, daN/mm²	δ_s, %	Z, %	*HB* în stare recoaptă
093	a, u	443—473	aer	CC R_j	80	65	11	40	179
	—	723—823	a, u.	CR	95	75	11	45	197
	—	743—843	a, u	CR	105	85	9	45	229
	—	753—853	a, u	CR	80	55	11	45	217
	—	—	—	N	70	41	14	40	229
	—	643—743	a, u	CR	100	85	12	40	217
	—	873—973	a, u	CR	65	42	17	50	217
	—	763—863	u, a	CR	100	80	12	45	241
083	u, a	443—473	aer	CC R	80	60	12	50	207
073	u	443—473	aer	CC R_j	115	95	10	50	269
	—	813—913	a, u	CR	75	52	16	45	206
	—	763—863	a, u	CR	110	85	10	45	229
	—	553—583	—	Cizot sau CNC R_j	165	130	9	40	241
	—	473—573	aer, u	CR	165	140	9	45	255
093	u	433—463	aer, u	CC R_j	90	60	10	40	229
	—	883—933	a, u	CR	90	75	10	45	229

n și se revin într-o baie de azotat de sodiu și potasiu.